

**Curso de Especialização em Engenharia da Soldagem
Turma 2013 - CTA DEMEC-TC/UFPR**

CLÁUDIO FERRARI

**ANÁLISE DO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG COM
TRANSFERÊNCIA CCC CURTO-CIRCUITO CONTROLADO, EM
SOLDAS DE PASSE SIMPLES E SOBREPOSTO PARA AVALIAR A
MICROESTRUTURA E A DUREZA, EM MATERIAIS ASTM A 743
GRAU CA 6NM SEM ALÍVIO DE TENSÕES.**

CLÁUDIO FERRARI

ANÁLISE DO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG COM TRANSFERÊNCIA CCC CURTO-CIRCUITO CONTROLADO, EM SOLDAS DE PASSE SIMPLES E SOBREPOSTO PARA AVALIAR A MICROESTRUTURA E A DUREZA, EM MATERIAIS ASTM A 743 GRAU CA 6NM SEM ALÍVIO DE TENSÕES.

Monografia apresentada como requisito para a obtenção do grau de Especialista em Engenharia da Soldagem do curso de Especialização em Engenharia da Soldagem da Universidade Federal do Paraná, na área de fabricação.

Orientador: Eng. Prof. Dr. Paulo César Okimoto

**CURITIBA
2013**

TERMO DE APROVAÇÃO

CLÁUDIO FERRARI


ANÁLISE DO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG COM TRANSFERÊNCIA CCC CURTO-CIRCUITO CONTROLADO, EM SOLDAS DE PASSE SIMPLES E SOBREPOSTO PARA AVALIAR A MICROESTRUTURA E A DUREZA, EM MATERIAIS ASTM A 743 GRAU CA 6NM SEM ALÍVIO DE TENSÕES.

Monografia apresentada como requisito para à obtenção do grau de Especialista em Engenharia da Soldagem do curso de Especialização em Engenharia da Soldagem da Universidade Federal do Paraná, na área de fabricação.

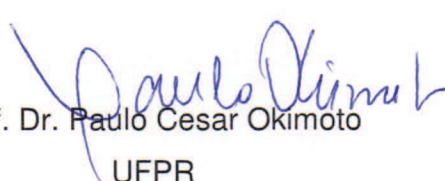
Banca Examinadora :



Prof. Dr. Hélio Padilha
UFPR



Prof. Dr. Ramon Sigifredo Cortes Paredes
UFPR



Prof. Dr. Paulo Cesar Okimoto
UFPR

Curitiba, 31 de outubro de 2013.

**"Realizando coisas justas, tornamo-nos
justos, realizando coisas moderadas,
tornamo-nos moderados, fazendo
coisas corajosas, tornamo-nos
corajosos."**

Aristóteles

AGRADECIMENTOS

Ao orientador Professor Dr. Paulo Cesar Okimoto pela orientação e contribuição técnica para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao meu amigo e sócio Giovani Lopes, pelas sugestões e apoio total para este curso, ao Professor Dr. Sérgio Henke pelo material didático e apoio na preparação e análise das amostras e ao Eng. Marcio Cezar Ferreira.

A Electro Aço Altona S.A pelo fornecimento do material, placas de solda, e consumível arame, em especial meu amigo Supervisor de Processos de Manufatura Eng. Sr. John Schultz.

A todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

A METALAB pelo apoio de sua equipe do laboratório, na confecção das macrografias e micrografias e perfil de dureza.

Especialmente à minha esposa Vanessa, que é a principal responsável por esta conquista, pois, mesmo grávida do nosso “Luca”, assumiu as responsabilidades da casa, do “Enzo” e, me incentivou em todos os momentos desta especialização.

Aos meus sogros, Lauro e Dona Mira, pelo apoio a família em minhas ausências, aos meus pais seu Avelino e Dona Elide pelas orações e todo o apoio.

A Deus, por abençoar meus caminhos e colocar neles pessoas e inteligentes.

RESUMO

Turbinas hidráulicas podem apresentar diversos problemas, porém, dois deles são mais comuns e considerados críticos. Devido ao seu modo de funcionamento, estas turbinas estão sujeitas a trincas e à erosão por cavitação em regiões de alta concentração de tensões. A necessidade de reparos durante a sua vida útil é necessária e há grande interesse em desenvolver procedimentos de soldagem com processos que evitem os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). Neste trabalho foram avaliados os efeitos da soldagem com transferência metálica por curto circuito controlado (TMCCC) MIG utilizando metal de adição similar ao metal base.

Como não foi encontrado material didático referente a este processo de soldagem com ASTM A 743 Gr. CA6NM, este trabalho teve como objetivo avaliar a microestrutura a variação de dureza e sua extensão, a formação de fases como a ferrita-delta e a possibilidade de obtenção de refino da granulação do material por meio do uso da soldagem com (TMCCC). Por meio de análises metalográficas, e microdureza Vickers foram avaliadas as fases presentes em especial a distribuição das regiões de transformação e possível presença de ferrita-delta, austenita retida e tamanho da granulação produzidos por este processo.

Os resultados mostram uma influência significativa da variação de dureza em função dos parâmetros de soldagem, um aporte térmico maior pode aumentar a extensão das regiões da ZTA, porém, aumenta também a região de refino diminuindo os valores de dureza.

PALAVRA CHAVE: CA6NM. TMCCC. Microestrutura.

ABSTRACT

The Hydraulic Turbines can present many problems, but two of them are more common and considered critical. Due to its mode of operation, these turbines are subject to cracking and cavitation erosion in regions of high stress concentration. The need for repairs during its lifetime is required and there is great interest in developing procedures for welding processes to avoid the post-weld heat treatment (PWHT). This study evaluated the effects of GMAW welding with metallic transfer for controlled short circuiting (MTCSC) using weld metal similar to the base metal.

As it was not found teaching material concerning this welding process with ASTM A 743 Gr CA6NM, this study aimed to evaluate the microstructure variation of hardness and its extension, the formation of phases such as delta-ferrite and the possibility of obtaining refining the grain material through the use of welding (SCMTC). By metallographic analysis, microhardness and the phases present were evaluated in the distribution of the particular processing regions and the possible presence of delta ferrite, and retained austenite grain size produced by this process.

The results show a significant influence of the variation of hardness as a function of welding parameters a larger heat input can increase the length of the ZAT regions, however, also increases the refining region decreasing hardness.

KEYWORDS: CA6NM. MTCSC. Microstruture

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Conteúdo medido de oxigênio nas gotas em transferência e no metal de solda em solda multipasse versus potencial de oxigênio dos gases de proteção: a) mistura Ar-O ₂ ; b) mistura Ar-CO ₂	14
Figura 2: Correlação entre conteúdo de C do metal de solda e do arame utilizado para gases de proteção com CO ₂ . Trinca na região de engaste das pás com a coroa.	15
Figura 3: Conteúdo medido de Si nas gotas em transferência e no metal de solda em soldagem multipasse versus potencial de oxigênio do gás de proteção: a) Mistura Ar-O ₂ ; b) mistura Ar-CO ₂	15
Figura 4: Trinca na região da haste na turbina Francis.	16
Figura 5: Região da turbina afetada por cavitação.	17
Figura 6: Área de reparo pronta para receber a soldagem.	19
Figura 7: Diagrama de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr-Ni. A área hachurada indica a localização para os aços supermartensíticos.	20
Figura 8: Efeito do teor de Ni sobre o campo austenítico do diagrama Fe-Cr.	20
Figura 9: Soldagem a arco elétrico processo MIG/MAG.	23
Figura 10: Fases básicas do sistema MIG/MAG TMCCC moderno.	26
Figura 11: Comportamento das transformações durante o resfriamento da solda e subsequente tratamento térmico posterior.	27
Figura 12: Robô UFPR.	29
Figura 13: Equipamento Fronius VR7000CMT	29
Figura 14: Ciclo de Tecimento.	31
Figura 15: Amostras soldadas e localização do corte.	31
Figura 16: Macrografia da amostra 1s.	33
Figura 17: Macrografia da amostra 1d.	33
Figura 18: Macrografia da amostra 2s.	33
Figura 19: Macrografia da amostra 2d.	33
Figura 20: Macrografia do metal de base.	34
Figura 21.1: Características da amostra 1s.	35
Figura 21.2: Características da amostra 1s.	35
Figura 21.3: Características da amostra 1s.	35
Figura 21.4: Características da amostra 1s.	35
Figura 22.1: Características da amostra 1d.	36
Figura 22.2: Características da amostra 1d.	36
Figura 22.3: Características da amostra 1d.	36
Figura 22.4: Características da amostra 1d.	36
Figura 23.1: Características da amostra 2s.	37
Figura 23.2: Características da amostra 2s.	37
Figura 23.3: Características da amostra 2s.	37
Figura 23.4: Características da amostra 2s.	37
Figura 24.1: Características da amostra 2d.	38
Figura 24.2: Características da amostra 2d.	38
Figura 24.3: Características da amostra 2d.	38
Figura 24.4: Características da amostra 2d.	38
Figura 25: Exemplo do perfil de dureza.	39
Figura 26: Gráfico de dureza Amostra 1s.	40
Figura 27: Gráfico de dureza Amostra 1d.	41
Figura 28: Gráfico de dureza Amostra 2s.	42
Figura 29: Gráfico de dureza Amostra 2d.	43

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição Química do Aço CA6NM (ASTM A743-93).....	13
Tabela 2: Composição química do Aço ASTM A 743 Gr. CA-6NM	30
Tabela 3: Composição Química da vareta AWS ER 410NiMo	30
Tabela 4: Parâmetros de soldagem Amostra 1s, 1d	33
Tabela 5: Parâmetros de soldagem Amostra 2s, 2d	33
Tabela 6: Valores individuais e médios da amostra 1s.....	40
Tabela 7: Valores individuais e médios da amostra 1d.....	41
Tabela 8: Valores individuais e médios da amostra 2s.....	42
Tabela 9: Valores individuais e médios da amostra 2d.....	43

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	10
1.1 OBJETIVO.....	11
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
2.1 AÇOS ASTM A 743 Gr.CA6NM.....	12
2.2 REPAROS EM TURBINAS HIDRÁULICAS.....	16
2.3 PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE PARA A SOLDAGEM.....	18
2.4 SOLDABILIDADE DO AÇO ASTM A 743 Gr.CA6NM.....	19
2.5 SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO.....	21
2.6 SOLDAGEM MIG/MAG.....	22
2.7 SOLDAGEM COM PROCESSO CURTO-CIRCUITO CONTROLADO.....	25
2.8 TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E INTERPASSE.....	27
3 METODOLOGIA.....	28
3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL.....	28
3.2 EQUIPAMENTOS DE SOLDAGEM E MANIPULAÇÃO.....	29
3.3 METAIS DE BASE.....	30
3.4 CONSUMÍVEIS.....	30
3.5 SOLDAGEM E PLACAS DE TESTE.....	31
4 ENSAIOS.....	32
4.1 ENSAIO DE MACROGRAFIA.....	32
4.2 ENSAIO DE MICROGRAFIA.....	34
4.3 ENSAIO DE MICRODUREZA.....	39
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	44
6 CONCLUSÕES.....	45
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	46
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	47

1 INTRODUÇÃO

Com o passar dos anos, as turbinas hidráulicas podem apresentar problemas de erosão por cavitação e, conseqüentemente trincas nestas regiões ou em regiões de alta concentração de tensões, devido as solicitações mecânicas em funcionamento. Considerando as aplicações de reparo de turbinas hidráulicas, há grande interesse em desenvolver procedimentos de soldagem que proporcionem soldas isentas de descontinuidades e baixos níveis de tensões residuais sem tratamentos térmicos pós-soldagem. Esta monografia procura analisar a influência do processo de soldagem a arco elétrico MIG, com transferência por curto-circuito controlado, na dureza e na microestrutura da região soldada, na soldagem passe simples e com passe sobreposto, do aço inoxidável martensítico ASTM A 743 Gr. CA6NM, utilizando os consumíveis, arames sólidos AWS A5.9 ER410 NiMo e Gás AWS A5.32 SG AC4.

1.1 OBJETIVO

O aço ASTM A743 Gr. CA6NM é um aço inoxidável martensítico muito utilizado na fabricação de turbinas hidráulicas devido a sua elevada resistência mecânica e tenacidade, entretanto apresenta restrições com relação às regiões recuperadas por soldagem. Estas restrições se agravam quando no reparo não é possível a realização do tratamento térmico pós-soldagem. O objetivo deste trabalho é avaliar o processo de soldagem MIG com transferência curto-circuito controlado, em soldas de passe simples e duplos, para análise da microestrutura e dureza na região soldada, visando sua utilização em soldas de reparo e ou revestimento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS ASTM A 743 Gr. CA6NM

Por muitos anos, os aços inoxidáveis martensíticos foram amplamente utilizados para a fabricação de turbinas hidráulicas, por possuírem propriedades, como sua resistência mecânica, elevadas. Porém, estes aços apresentam tenacidade limitada e uma soldabilidade baixa, função da elevada temperabilidade e o elevado teor de carbono, que dificultam a soldagem e reparos de manutenção.

Na década de 50 começaram a ser desenvolvidos na Suíça, os aços denominados Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios. Estes aços receberam a denominação “Macio”, em virtude do baixo teor de C, promovendo a formação de martensita de baixa dureza. Este fato reduz significativamente o risco de fissuração a frio, facilitando em muito o processo de soldagem (NIEDERAU, 1977).

O CA6NM é um aço inoxidável martensítico macio fundido, classificado pelo Alloy Casting Institute como um aço resistente à corrosão, com adição de Ni e Mo. A adição de níquel visa inibir a formação de ferrita δ e o Molibdênio é acrescentado para incrementar a resistência à corrosão e melhorar o comportamento quanto à temperabilidade. A Norma ASTM A 743-93 (1993) identifica o aço CA6NM como uma liga com teores de cromo entre 11,5% e 14% e entre 3,5% e 4,5% de Ni, 0,40% e 1,0% de Mo, podendo, em alguns casos, chegar a 0,06% de carbono e capazes de serem austenitizadas a uma temperatura suficiente elevada, em torno de 1010°C mínimo com resfriamento ao ar até 95°C (ASTM A 743 – 98a). O tipo mais comumente usado deste aço é o CA6NM. Devido à sua elevada temperabilidade, estas ligas podem apresentar uma estrutura completamente martensítica mesmo após um resfriamento ao ar calmo. São, ditas ligas endurecíveis por tratamento térmico, sendo usadas, em geral, no estado temperado e revenido. Sua resistência à corrosão é inferior a dos outros tipos, sendo, contudo, satisfatória para meios mais fracamente corrosivos. São particularmente adequados para aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência à abrasão ou erosão em ambiente seco ou úmido e cavitação como, por exemplo, em componentes de turbinas hidráulicas a gás ou vapor, mancais.

Dentre as aplicações comuns de aços martensíticos, podem-se incluir a fabricação de componentes de turbina a vapor, a gás e motores a jato que trabalham a baixa temperatura, tubulações de vapor e grandes turbinas hidráulicas, comportas

de canais d'água, tubulações e válvulas de petróleo e revestimento para laminação contínua. Os graus alto cromo e alto carbono são usados para fazer itens tais como instrumentos cirúrgicos, cutelaria engrenagens e eixos.

Tabela 1. Composição química do aço CA6NM.

Elemento químico	CA6NM % em peso	ASTM A743-93 % em peso
Carbono	0,02	0,06 (max)
Manganês	0,64	1,00 (max)
Cromo	12,4±0,7	11,5 - 14,0
Níquel	3,7±0,1	3,5 - 4,5
Molibdênio	0,42	0,40 - 1,00
Fósforo	0,008	0,040 (max)
Enxofre	0,0018	0,0300 (max)

Aços inoxidáveis martensíticos de baixo teor de carbono podem ser soldados sem maiores problemas. Aços com teor de carbono acima de 0,15% tendem a ser temperáveis ao ar e, assim, é necessário o uso de pré-aquecimento e, frequentemente, de pós-aquecimento para a sua soldagem. Temperatura de pré-aquecimento varia usualmente entre 230 e 290°C. O Pós-aquecimento deve ser feito imediatamente após a soldagem, entre 650 e 760°C, seguido de resfriamento lento até a temperatura ambiente. Pré-aquecimento ou pós-aquecimento deficientes conduzem à formação de trincas de têmpera na região solda, potencializadas pela presença de hidrogênio. Quando o pré-aquecimento for impossível, metal de adição inoxidável austenítico deve ser usado (CASAS; HENKE e NOVICKI, 2007).

Uma grande faixa de tensões é atingida com aços inoxidáveis martensíticos. Tensões de escoamento variando de 275 MPa em uma condição de recozimento e até 1900 Mpa em uma condição de temperado e revenido. O revenimento da tempera de um aço é necessário para atingir a tenacidade e a ductilidade para a maior parte das aplicações de engenharia. Altos níveis de dureza são também alcançados, favorecendo a resistência ao desgaste e resistência à abrasão. A dureza e a tenacidade estão diretamente relacionadas ao teor de carbono, sendo este quanto maior, maior a dureza e menor a tenacidade. Geralmente a resistência à corrosão de aços inoxidáveis martensíticos não é tão boa quanto em outros aços inoxidáveis austeníticos, devido o conteúdo de cromo, entre 11,5% a 14% em peso. Estas ligas são geralmente selecionadas para aplicações onde a combinação de alta resistência e resistência à corrosão em ambientes de condições atmosféricas extremas, para suportar movimentos cíclicos. O baixo conteúdo de cromo e

elementos de liga dos aços martensíticos fazem deles os de mais baixo custo, quando comparados com os demais (CASAS; HENKE e NOVICKI, 2007).

Para a soldagem do aço ASTM A 743 Gr. CA6NM com processo MIG/MAG, é muito comum a utilização de gases de proteção contendo O_2 e CO_2 , devido às suas características de estabilidade do arco. Porém, estes gases favorecem uma série de reações durante a transferência metálica e na poça de fusão. GRONG, em 1994, mostra uma pesquisa sobre as reações envolvendo estes gases de proteção no processo MIG/MAG. A figura 1 apresenta a quantidade de oxigênio presente no metal de solda em função de misturas gasosas Ar- O_2 e Ar- CO_2 , para arames de aço carbono. Nela pode-se verificar que o teor de oxigênio no metal de solda em soldas multipasse e na gota que está se transferindo aumenta à medida que os teores de O_2 e CO_2 aumentam, nas misturas gasosas (PRADO, 2004).

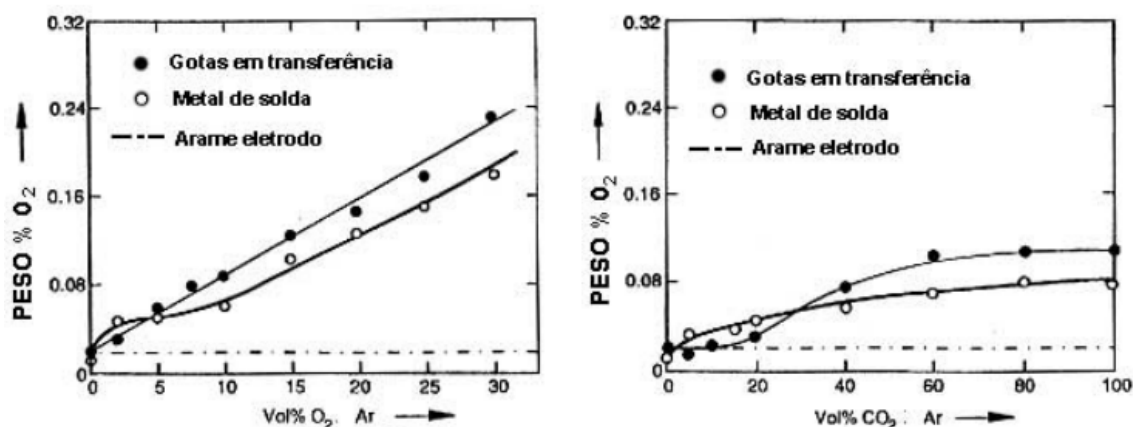


Figura 1: Conteúdo medido de oxigênio nas gotas em transferência e no metal de solda em solda multipasse versus potencial de oxigênio dos gases de proteção:
a) mistura Ar- O_2 ; b) mistura Ar- CO_2 (PRADO, 2004).

Em misturas gasosas contendo CO_2 ocorrem reações envolvendo o carbono, que pode alterar a composição química do metal de solda. Na figura 2 pode-se observar que a composição química do metal de solda é alterada utilizando-se arames de aço baixo carbono, com teores variáveis de carbono, provenientes do gás. O metal de solda pode apresentar um teor de carbono maior ou menor que o contido no arame, dependendo da taxa de transferência das gotas. O gás de proteção pode atuar tanto incorporando quanto retirando carbono do metal de solda. Este comportamento deve-se as reações de oxidação do carbono, que dependem da composição da mistura gasosa e do tempo necessário para as reações, relacionado-o com a taxa de transferência (PRADO, 2004).

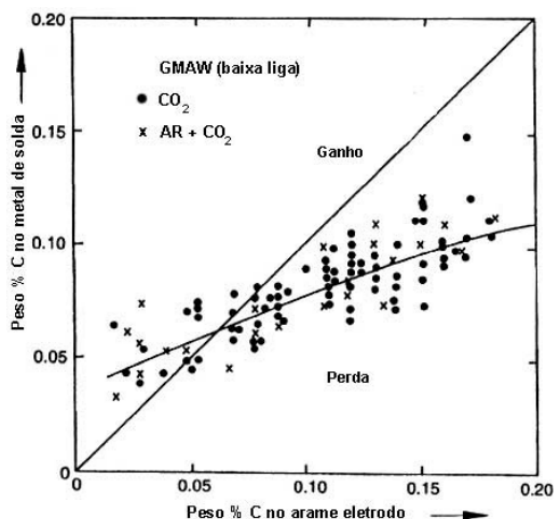


Figura 2: Correlação entre conteúdo de C do metal de solda e do arame utilizado para gases de proteção com CO_2 (PRADO, 2004).

Outras reações de oxidação ocorrem com os elementos utilizados como desoxidantes, sendo os principais o Si e o Mn. A variação do teor de Si no metal de solda é consequência das misturas gasosas contendo O_2 e CO_2 . O teor de Si diminui à medida que as misturas gasosas apresentam maiores teores de O_2 e CO_2 , indicando que as reações de desoxidação retiram Si do metal de solda em relação ao contido no arame utilizado. A diferença observada entre o metal de solda e as gotas em transferência indica que estas reações ocorrem na poça de fusão, pois nas gotas a perda de Si é muito baixa. O manganês apresenta um processo de oxidação semelhante. A figura 3 mostra o comportamento do Si.

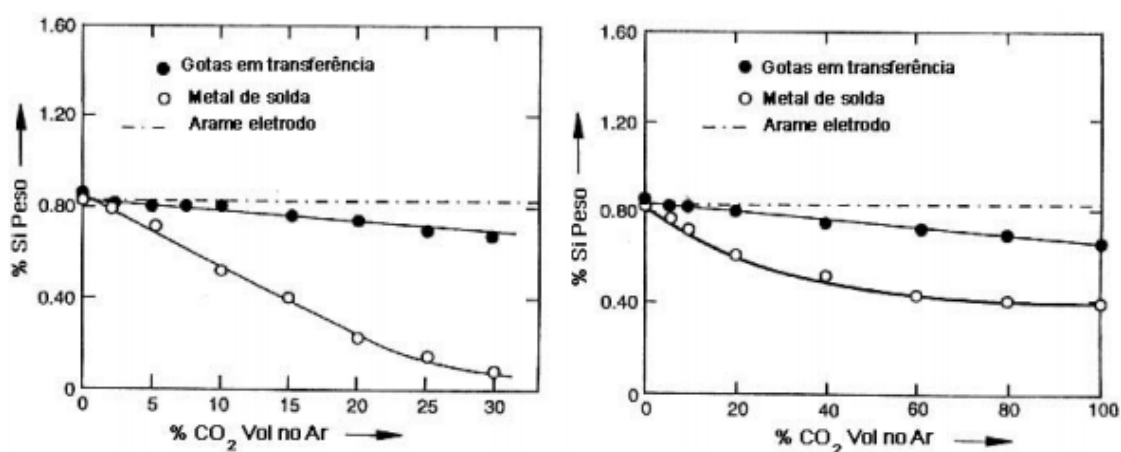


Figura 3: Conteúdo medido de Si nas gotas em transferência e no metal de solda em soldagem multipasse versus potencial de oxigênio do gás de proteção:

a) Mistura Ar- O_2 ; b) mistura Ar- CO_2 (PRADO, 2004).

2.2 REPAROS EM TURBINAS HIDRÁULICAS

As turbinas hidráulicas trabalham continuamente e sob rotação, em contato com a água que se desloca sobre ela continuamente. Através deste movimento cíclico, uma série de danos podem ser causados à turbina, sendo os mais comuns o desgaste erosivo provocado pela cavitação e o aparecimento de trincas em regiões da turbina onde há concentração de tensões. As trincas normalmente aparecem nas regiões de engastamento das pás com a coroa da turbina, podendo atingir vários centímetros, conforme mostrado na figura 4. Estas trincas são extremamente perigosas, pois podem crescer de forma instável, comprometendo a utilização do equipamento. Para isto, devem ser reparadas no momento que forem identificadas para evitar falhas catastróficas que inviabilizem o funcionamento do equipamento.



Figura 4: trinca na região de engaste do rotor Francis. (www.adveltecnologia.com.br)

A cavitação é uma forma de desgaste erosivo, ocasionado pela variação da pressão da água ao longo do seu percurso dentro da turbina, proveniente das condições de fluxo, acarretando sítios de baixa pressão. São formadas bolhas de vapor de água, que seguindo o fluxo do líquido, atingem regiões com pressões superiores provocando sua implosão e, conseqüentemente, micro jatos ou ondas de pressão. A ocorrência destas ondas de pressão próximas às superfícies sólidas pode acarretar o seu desgaste. Este fenômeno é conhecido como Erosão por Cavitação. Na figura 2 é mostrado o aspecto do dorso de uma pá de turbina tipo Francis, onde a cavitação provocou a remoção de material. A extensão deste dano depende do tempo em que cavitação esteja acontecendo. Podendo atingir poucos milímetros a vários centímetros da espessura da pá, devendo ser devidamente monitorada para evitar maiores danos. Nota-se na figura 5 que a cavitação removeu o aço, perfurando totalmente uma das pás da turbina.



Figura 5: região da turbina afetada por cavitação ([17S.wikipedia.org](https://17s.wikipedia.org))

Considerando as aplicações de reparo em turbinas hidráulicas, há um grande interesse em desenvolver procedimentos de soldagem que evitem os tratamentos térmicos pós-soldagem, devido à dificuldade de sua execução em equipamentos de grandes dimensões. Os trabalhos de Henke em 1998 e Pereira em 2000 merecem destaque, por avaliar a técnica de soldagem sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS).

O primeiro valeu-se da técnica da meia-camada na soldagem dos aços AISI 410 e CA6NM, buscando desenvolver um procedimento sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). O estudo mostrou que o aço CA6NM apresenta dificuldade para que se sirva da técnica da meia-camada, em virtude da estreita faixa da zona revenida. Como função deste resultado, buscou uma alternativa para o passe de revenido, aplicando uma sequência de três passes TIG com aportes de calor decrescentes, conseguindo uma redução da dureza da ZTA em torno de 30HV. Este valor, apesar de não ser elevado, acarretaria uma melhor tenacidade junto à ZAC. Medindo a tenacidade junto à linha de fusão através do ensaio Charpy, ele verificou que a fratura ocorreu na zona fundida, na região do “amanteigamento” com eletrodo AWS E309L, e não na ZAC. O valor medido da tenacidade era muito inferior ao valor correspondente deste eletrodo, justificado pela presença de grandes inclusões tipo óxidos alinhadas junto à linha de fusão. As maiores inclusões foram observadas como sendo óxidos contendo Al, Si e Mn (HENKE, 1998).

O segundo pesquisador estudou o desenvolvimento de procedimentos de soldagem de aços inoxidáveis martensíticos sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). Trabalhando com aços AISI 410 e CA6NM, e com metais de adição similares através do processo de soldagem MIG Pulsado, com arames sólidos e tubulares. Aplicando o mesmo estudo do colega Henke, técnica de Higuchi, em 1980, para o aço AISI 410, comprovou que a faixa de revenido atingiu cerca de 50% da largura da ZAC, possibilitando a aplicação da técnica da dupla camada. O

uso da técnica de dupla camada modificada atingiu valores de tenacidade considerados satisfatórios (PEREIRA, 2000).

Folkhard, em 1988, sugere algumas recomendações para a soldagem destes aços, como por exemplo, utilizar arames com teor de C abaixo de 0,04%, aproximadamente 12%Cr e 4 a 6%Ni, visando obter assim um máximo de 5% ferrita delta; controlar o conteúdo de Hidrogênio difusível no metal de solda abaixo de 5ml/100g; peças de grande espessura devem ser pré-aquecidas acima de 100°C antes da soldagem; para se obter maior resistência ao trincamento, controlar a temperatura de interpasses entre 100 a 150°C, visando transformar o máximo de austenita em martensita, que seria revenida nos passes subsequentes; realizar tratamento térmico posterior de revenimento ou mesmo uma re-austenitização seguida de revenimento, para requisitos de elevada tenacidade Charpy; para aplicações com alta taxa de deposição (SAW ou MIG/MAG) ou no reparo de peças fundidas e espessas, é prática usual a utilização de temperatura de interpasse entre 250-300°C, que é superior ao Ms do aço. Neste caso é fundamental resfriar o material abaixo de 100°C, para transformar a austenita em martensita, antes de fazer o revenido (FOLKHARD, 1988).

2.3 PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE PARA A SOLDAGEM

A preparação da superfície a ser reparada é de suma importância para que não seja requerido novo reparo no mesmo local. A área de reparo deve ser limpa, estar isenta de impurezas, óxidos, óleos e graxas, afim de garantir a execução de uma solda de qualidade e integridade satisfatórias. Aconselha-se na preparação da superfície, que a mesma seja uniforme e deve estender-se por até 13 milímetros das áreas adjacentes além da região a ser recuperada (GOUVEIA, 2008). Ensaio não destrutivo, como o de partículas magnéticas e líquido penetrante são ferramentas muito úteis para verificar a extensão da trinca e sua eliminação total antes do reparo.



Figura 6: Área de Reparo pronta para receber a soldagem (portuguese.alibaba.com)

2.4 SOLDABILIDADE DO AÇO ASTM A743 CA6NM

A soldabilidade dos aços ASTM A743 Gr. CA6NM nem sempre é satisfatória devido a ocorrência de trincas a frio, de fragilização por hidrogênio e da baixa tenacidade decorrente da microestrutura desenvolvida na região junto à solda, devido à facilidade de formação da estrutura martensítica (FOLKHARD, 1988). Dentre os fatores que contribuem para esta baixa qualidade da solda, o teor de carbono, o qual exerce efeito diretamente proporcional à dureza da martensita, tem sido cada vez mais reduzido de forma a contribuir na soldabilidade de tais aços (GOOCH, 1995). Em contrapartida, a redução dos teores deste elemento promove a redução do campo austenítico favorecendo a formação de ferrita-delta sendo necessária a adição de elementos de liga como o níquel o qual tem efeito austenitizante similar ao do carbono e ao mesmo tempo promove o aumento da tenacidade nestes aços (SILVA, 2006). Tal modificação na composição química deu origem, no final da década de 19S19sequen, a uma nova categoria denominada de Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (BAGGSTRÖM, 1964). No final dos anos oitenta a família dos aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono passou a ser constituída por aços contendo um teor máximo de 0,08% C e individualmente entre 12 a 17%p de Cr, 3,5 a 6% de Ni e até 2,5% de Mo sendo este último elemento responsável pela melhora na resistência à corrosão (SILVA, 2006). A última modificação nestes materiais deu origem aos denominados Aços Inoxidáveis Super Martensíticos (AISM), os quais possuem teores de carbono muito baixos (<0,02 %p) (GOUVEIA, 2008).

O percentual desses elementos tem efeito significativo nas temperaturas de transformação e conseqüentemente na formação de outras fases além da martensítica em especial a austenita retida e a ferrita-delta.

Na Figura 7 é apresentado detalhe do diagrama pseudo-binário utilizado para aços inoxidáveis dessa família que contém uma proporção de cromo e níquel de 3:1 aproximadamente. A área hachureada na figura indica a faixa de composição para os aços inoxidáveis Supermartensíticos.

A Figura 8 ilustra o efeito provocado pelo níquel sobre o campo austenítico onde se constata a ampliação do mesmo à medida que cresce a porcentagem deste elemento.

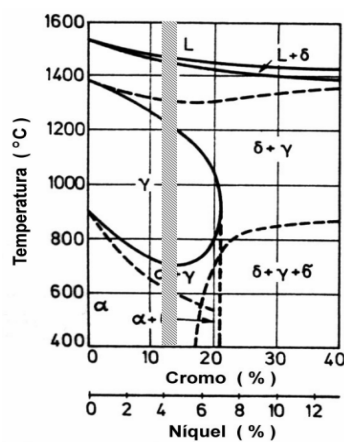


Figura 7: Diagrama de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr-Ni. A área hachureada indica a localização para os aços Supermartensíticos (adaptado de FOLKHARD, 1988).

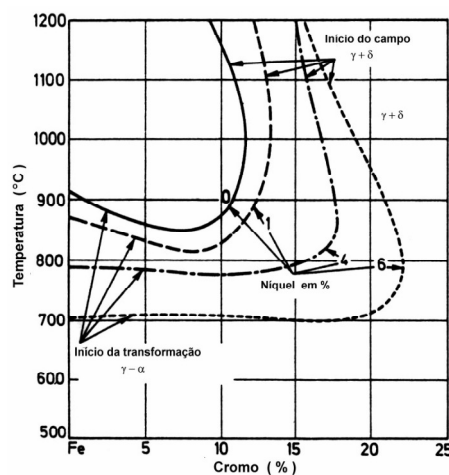


Figura 8: Efeito do teor de níquel sobre o campo austenítico do diagrama Fe-Cr (Kunze, 1976, extraído de FOLKHARD, 1988).

O Níquel pode contribuir na ampliação do campo austenítico e também pode provocar o abaixamento das temperaturas de início e fim de transformação martensítica (M_s e M_f) podendo estas situarem-se abaixo da temperatura ambiente

para altos teores deste elemento. Este efeito é significativo acima de 5,5% (STRAUBE, 1988).

No entanto, o uso destes aços, mesmo considerando sua evolução a partir do surgimento dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios, ainda apresentava problemas de trincas por fadiga e redução da tenacidade à fratura relacionados a reparos de soldagem como, por exemplo, em componentes de turbinas hidráulicas quando da ocorrência de trincas ou até mesmo desgaste por cavitação (NIEDERAU, 1977). A formação de micro-trincas a frio ocasionada durante a soldagem de aços 13Cr-4Ni, as quais não são possíveis de serem detectadas por métodos convencionais de ensaios não destrutivos, associada à tensões residuais de soldagem resultam em trincas por fadiga (THIBAUT, 2008). Pesquisadores afirmam ainda que tais tensões estariam diretamente ligadas não só às transformações microestruturais de estado sólido (austenita–martensita), mas também seriam função do procedimento de soldagem adotado.

A soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos utilizando metais de adição similares exige cuidados especiais a fim de evitar a ocorrência de trincas a frio. Além disto, é recomendada a realização de tratamentos térmicos posteriores à soldagem a fim de garantir boa tenacidade da região soldada. Estes tratamentos, no entanto, nem sempre são possíveis de serem realizados em campo e demandam maior tempo de manutenção tornando na maioria das vezes inviável a recuperação. O uso de metais de adição da classe austenítica é restrito às regiões de componentes com baixa solicitação mecânica em função da menor tensão de escoamento destes em comparação à classe martensítica. Desta forma, os aços inoxidáveis super martensíticos surgiram como material alternativo para o uso em componentes de bombas hidráulicas e mecânicas, e turbinas hidráulicas restando, no entanto, avaliar aspectos voltados à sua soldabilidade, ao comportamento mecânico, em especial a sua tenacidade e resistência à fadiga, e ainda aspectos como cavitação frente aos materiais atualmente utilizados (RODRIGUES et al, 2007).

2.5 SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO

A soldagem a arco engloba um grande número de processos que incluem os de maior utilização industrial. Todos estes processos utilizam como fonte de calor para a fusão localizada, o arco que é uma descarga elétrica em um meio gasoso

parcialmente ionizado. Na maioria dos casos, o arco elétrico é mantido entre um eletrodo cilíndrico e o metal base, existindo, contudo, processos em que o metal de solda não faz parte do circuito elétrico ou que utilizam eletrodos de diferentes formas ou diversos eletrodos simultaneamente. Em geral, o eletrodo é fundido pelo arco e fornece metal de adição para a solda, no caso de soldagem com eletrodos consumíveis, existindo, porém, processos em que o eletrodo (em geral, de tungstênio ou grafite) não se funde de forma apreciável, no caso de soldagem com eletrodos não consumíveis (FTBS – Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem, 2009).

Nos processos de soldagem a arco, a quantidade de calor fornecida à junta e, portanto, as dimensões e o formato do cordão de solda dependem da corrente e tensão elétricas fornecidas ao arco e, na grande maioria dos processos da velocidade de soldagem (isto é, a velocidade com que o arco é deslocado ao longo da junta).

A corrente de soldagem pode variar de valores inferiores a 1A (na soldagem microplasma) a valores superiores a 1000 ou 2000A (em processos como a soldagem ao arco submerso).

2.6 SOLDAGEM MIG/MAG

A Soldagem a Arco Gás-Metal (Gas Metal Arc Welding – GMAW) é um processo de soldagem a arco que produz a união dos metais pelo seu aquecimento com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico contínuo, consumível, e a peça. A proteção do arco e poça de fusão é obtida por um gás ou mistura de gases. Se este gás é inerte (Ar/He), o processo é também chamado MIG (Metal Inert Gas). Por outro lado, se o gás for ativo (CO_2 ou misturas Ar/ O_2 / CO_2), o processo é chamado MAG (Metal Active Gas). Gases inertes puros são, em geral, usados na soldagem de metais e ligas não ferrosas, misturas de gases inertes com pequenas quantidades de gases ativos são usadas, em geral, com aços ligados, enquanto que misturas mais ricas em gases ativos ou CO_2 puro são usados na soldagem de aços carbono.

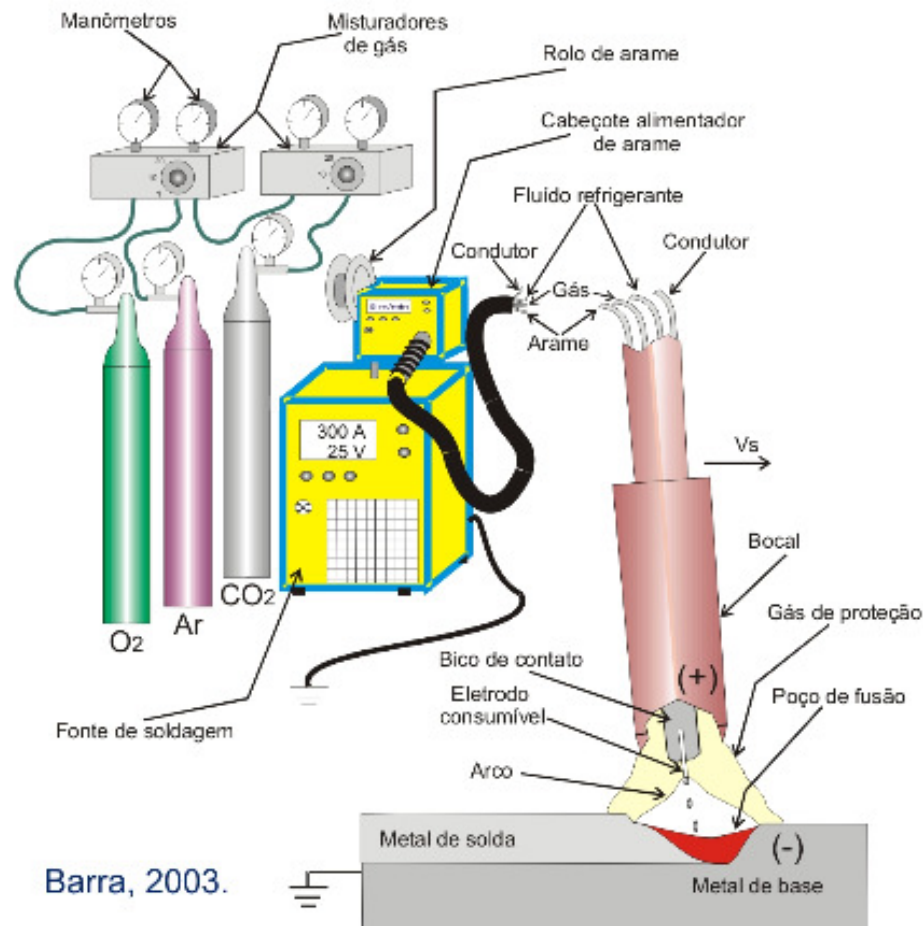


Figura 9: Soldagem a arco elétrico processo MIG/MAG (BARRA, 2003).

O processo é normalmente operado de forma semi-automática, podendo ser, também, mecanizado ou automatizado. É o processo de soldagem a arco mais usado com robôs industriais. Como trabalha com um (ou mais) arame(s) contínuo(s), o que permite um alto fator de ocupação, com elevadas densidades de corrente no eletrodo (elevada taxa de deposição) e, assim, tende a apresentar uma elevada produtividade. Estes aspectos têm levado a uma utilização crescente deste processo (e da soldagem com arames tubulares) em países desenvolvidos, onde o decréscimo do número de soldadores e a necessidade de maior produtividade causaram a substituição da soldagem com eletrodos revestidos em várias aplicações. O equipamento básico para a soldagem GMAW consiste de fonte de energia, tocha de soldagem, fonte de gás e alimentador de arame. A fonte de energia tem, em geral, uma saída de tensão constante, regulável entre 15 e 50V, que é usada em conjunto com um alimentador de arame de velocidade regulável entre cerca de 1 e 20 m/min. Na soldagem GMAW, utiliza-se, em praticamente todas as aplicações, corrente contínua com o eletrodo ligado ao polo positivo (CC+). Recentemente, o processo tem sido utilizado com corrente alternada (CA) para a

soldagem de juntas de pequena espessura principalmente de alumínio (FTBS – Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem, 2009).

A tocha possui um contato elétrico deslizante (bico de contato), que transmite a corrente elétrica ao arame, orifícios para passagem de gás de proteção, bocal para dirigir o fluxo de gás e interruptor para acionamento do processo. O alimentador de arame é composto basicamente de um motor, sistema de controle da velocidade do motor e rolos para impulsão do arame. Neste processo de soldagem, mais do que em qualquer outro, a forma como o metal de adição se transfere do eletrodo para a poça de fusão pode ser controlada através do ajuste dos parâmetros de soldagem e determina várias de suas características operacionais. A transferência de metal através do arco se dá, basicamente, por três mecanismos: aerossol (spray ou goticular), globular e curto-circuito, dependendo do ajuste dos parâmetros operacionais, tais como o nível de corrente, sua polaridade, diâmetro e composição do eletrodo e a composição do gás de proteção. Uma quarta forma de transferência (pulsada) é possível com equipamentos especiais. Na transferência por spray, o metal se transfere como finas gotas sob a ação de forças eletromagnéticas do arco e independentemente da ação da gravidade. Esta forma de transferência ocorre na soldagem em CC+ com misturas de proteção ricas em argônio e com valores elevados de corrente. Ela é muito estável e livre de respingos. Infelizmente, a necessidade de correntes elevadas torna difícil, ou impossível, a sua aplicação na soldagem fora da posição plana (a poça de fusão tende a ser muito grande e de difícil controle) ou de peças de pequena espessura (excesso de penetração).

Na transferência globular, o metal de adição se destaca do eletrodo basicamente por ação de seu peso (gravidade), sendo, portanto, similar a uma torneira gotejando. É típica da soldagem com proteção de CO₂ para tensões mais elevadas e uma ampla faixa de correntes. Na soldagem com misturas ricas em Ar, a transferência globular ocorre com corrente baixa e tensão elevada. Com esta forma de transferência, um elevado nível de respingos e grande flutuação da corrente e tensão de soldagem são comuns e a operação está restrita à posição plana. Na transferência por curto circuito, o eletrodo toca a poça de fusão periodicamente (de 20 a 200 vezes por segundo), ocorrendo a transferência de metal de adição durante estes curtos por ação da tensão superficial e das forças eletromagnéticas. É a forma de transferência mais usada na soldagem de aços (particularmente com proteção de CO₂) fora da posição plana e de peças de pequena espessura (até 6 mm) devido às pequenas correntes de operação e à sua independência da ação da gravidade

(FTBS – Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem, 2009; PRADO, 2004).

Elevado nível de respingos e uma tendência à falta de fusão da junta (principalmente para juntas de grande espessura) são problemas típicos desta forma de operação. A transferência pulsada é conseguida com fontes especiais que impõem uma forma especial à corrente de soldagem, caracterizada por pulsos periódicos de alta corrente. Esta pulsação permite uma transferência spray com valores médios de corrente inferiores aos valores nos quais esta forma de transferência ocorre normalmente. Assim, obtêm-se as vantagens desta transferência com baixos valores médios de corrente o que permite a sua aplicação na soldagem de juntas de pequena espessura e, também, fora da posição plana. As maiores limitações desta forma de operação são a sua maior complexidade de operação e a necessidade de equipamentos especiais (de maior custo e mais complexos) (FTBS – Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem, 2009; PRADO, 2004).

2.7 TRANSFERENCIA METALICA POR CURTO-CIRCUITO CONTROLADO (MIG/MAG TMCCC)

Antigamente, as pesquisas com o processo de soldagem MIG/MAG TMCCC buscavam vantagens da transferência metálica por curto-circuito, como por exemplo, menor aporte térmico, menor nível de tensões residuais, menor gasto de energia, menor custo de gás, menor nível de hidrogênio difusível, solda fora de posição, suprimindo os inconvenientes do processo convencional, como excesso de respingos e irregularidade na transferência metálica (SILVA et al, 2005).

Com o aprimoramento das técnicas de soldagem, foram surgindo novos objetivos nas pesquisas, como o controle do aporte térmico e controle da penetração independentemente da velocidade de arame. De maneira geral, a forma de onda de corrente pode ser descrita como sendo composta de várias fases, abordadas por vários autores (SILVA et al, 2005). A forma de onda um dos tipos de onda que pode ser encontrada nos processo de soldagem MIG/MAG TMCCC pode ser mostrada esquematicamente na figura 10.

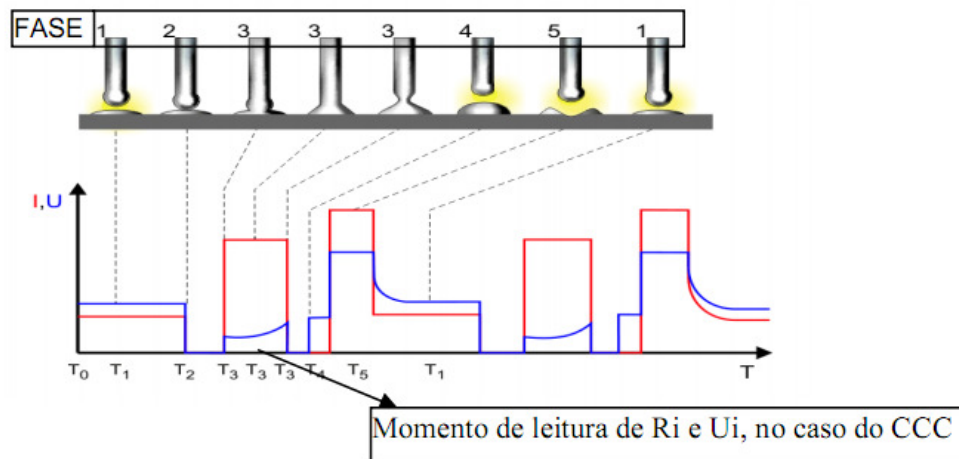


Figura 10: Fases básicas do sistema MIG/MAG TMCCC moderno (I=corrente, U=tensão)

A fase 1 é a fase onde tem-se o arco aberto. A corrente é mantida em patamar baixo porém, garantindo o aquecimento dos eletrodos (gota e poça) e a fluidez dos mesmos, assim como a manutenção do arco.

O processo vai para a fase 2 quando inicia-se o curto-circuito. Nesta fase, onde pode-se regular o tempo, a corrente é reduzida ainda mais, diminuindo a tendência a respingos, pois a gota se assenta suavemente sob ação da tensão superficial, força preponderante no início do curto (SILVA et al, 2005).

A fase 3 é a fase de alta corrente, que gera as forças magnéticas que atuarão no destacamento da gota. Nesta fase, ocorre a aquisição dos sinais que traduzirão a situação momentânea da solda, e que serão realimentados ao sistema, o qual atuará no intuito de manter a estabilidade. Um desses sinais reflete a situação da ponte metálica, e tem como função informar a iminência da reabertura do arco. Quando esta iminência for detectada, a corrente deve ser reduzida à da fase 4, reduzindo a tendência a respingos, inerente a esse momento. O sistema comercial mais conhecido utiliza o sinal de variação de tensão (dU/dt) para isso. O CCC pode utilizar o sinal de resistência inicial, R_i . Quando esse valor ultrapassa um valor estipulado, é detectada a iminência de reabertura. O outro sinal adquirido reflete a distância entre o bico de contato e a peça, dita DBP, podendo ser de tensão ou de resistência. O CCC também pode utilizar o sinal de tensão inicial, U_i (SILVA et al, 2005).

A fase 4 possui um tempo estipulado e é nela que deve ocorrer a reabertura do arco, em corrente baixa. A fase 5 é composta por um pulso de corrente, destinado à formação de uma nova gota metálica na ponta do arame-eletrodo e fusão das faces. A energia deste pulso deve corresponder à necessária para que se forme uma gota de mesmo tamanho que a anterior. Para a forma da transição da fase 5 para a fase

1 são atribuídas as funções de amortecimento da poça, pela redução suave da corrente, e de “controle grosseiro” do aporte térmico e fluidez do material fundido (SILVA et al, 2005).

2.8 TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E INTERPASSE

Para o controle da temperatura de pré-aquecimento e interpasse deve-se utilizar um procedimento similar ao requerido pelos dos aços estruturais, para evitar problemas como a fragilização induzida pelo hidrogênio. No estudo em questão, dos aços inoxidáveis martensíticos, como o 410NiMo e o CA6NM, faz-se necessário um controle especial de pré-aquecimento e interpasse para soldas de seções finas. Para o caso de espessuras acima de 12 mm, recomenda-se a temperatura de 120 °C (GOUVEIA, 2008).

No caso de espessuras maiores a esta, a temperatura de pré-aquecimento e interpasse deve estar acima de M_s para prevenir possíveis trincas durante a fabricação. Após a soldagem, faz-se necessário o resfriamento do material, lentamente até a temperatura ambiente, seguido de um tempo adequado para permitir a difusão do hidrogênio durante o seu processo de transformação. O controle da temperatura pré-aquecimento e interpasse deve evitar a transformação para martensita durante o resfriamento da solda. Deve-se ainda evitar a umidade na superfície, similar aos aços estruturais. Para muito dos aços inoxidáveis martensíticos, o nível de temperatura de pré-aquecimento e interpasse também permitirá a transformação total para martensita durante o resfriamento da solda, como mostra a situação A na figura 11.

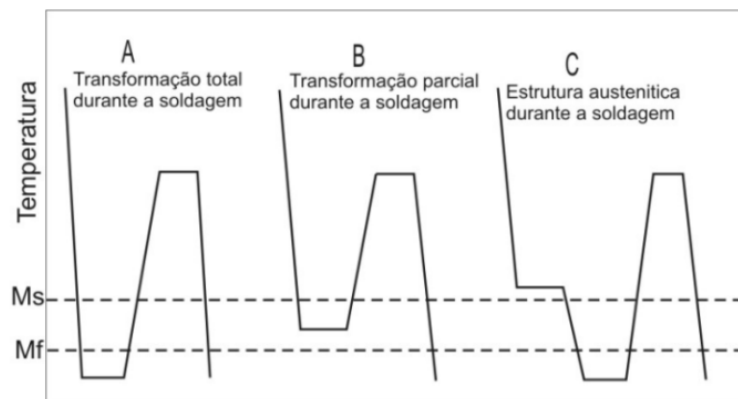


Figura 11: Comportamento das transformações durante o resfriamento da solda e subsequente tratamento térmico posterior (GOUVEIA, 2008).

Como pode ser visto na figura acima, na situação A se o pré-aquecimento e a temperatura de interpasse são mantidos abaixo de M_f , o metal de solda se transformará em martensita durante o processo de soldagem. Esta martensita será revenida pelos próximos passes sobre este cordão. Na situação B, se a temperatura de interpasse está entre M_s e M_f , alguma fração de austenita ficará retida na microestrutura e será reaquelada até a temperatura de revenido, que resulta na formação de uma martensita não revenida.

Já na situação C, com temperaturas de interpasse acima de M_s , impedem a transformação da martensita durante a soldagem e evita também a fragilização pelo hidrogênio. Após o resfriamento da solda, toda estrutura formada abaixo de M_f será martensita que pode ser revenida com Tratamento térmico após soldagem (GOUVEIA, 2008).

3 METODOLOGIA

Este trabalho tem como objetivo avaliar a dureza e a microestrutura da região soldada com arame sólido que pertence à especificação ASME II Parte C, A 5.9, classificação AWS SFA ER410NiMo, depositado pelo processo MIG/MAG com transferência metálica por curto-circuito controlado (TMCCC), controlando a temperatura de pré-aquecimento 110 °C e interpasse de 110 °C. A solda será no aço inoxidável martensítico macio ASTM A 743 CA6NM, na condição temperado e revenido ao ar, para possível aplicação em reparos ou revestimentos de turbinas hidráulicas sem tratamento térmico de alívio de tensões posterior.

3.1. PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

As variações na microestrutura e durezas estudadas nas juntas soldada foram: A extensão da ZTA, região de grãos grosseiros e recristalizados, a diluição do metal de base na poça de fusão e a alteração nos valores de dureza.

A variável considerada como de influência neste trabalho foi a energia de soldagem, em cada passe. Executados 4 passes, sendo, dois passes para cada amostra, com quatro níveis de energia, através da mudança na velocidade de deslocamento da poça de fusão para os mesmos parâmetros de soldagem, porem, o

equipamento sinérgico não manteve os mesmos parâmetros, conforme tabelas 4 e 5 abaixo.

Para determinar o número de amostras para este experimento, foi definido a execução de passes com tecimento de 28,00 mm com altura do reforço de 3,0mm amostra 1s e 1d e 5,0mm, amostra 4s e 4d. Desta forma, optando pelo número de 2 amostras, e considerando 2 condições experimentais cada amostra, totalizando 4 soldas analisadas.

3.2 EQUIPAMENTOS DE SOLDAGEM E MANIPULAÇÃO

O equipamento utilizado para a manipulação da tocha foi o robô ABB que pertence ao laboratório do centro politécnico da UFPR, figura 12 abaixo. Para a soldagem das amostras foi utilizado a fonte CMT do fabricante Fronius modelo VR 7000 CMT conforme figura 13.



Figura 12: Robô (UFPR)



Figura 13: Equipamento Fronius VR7000CMT (UFPR)

Para a elaboração dos cordões de solda nos corpos de prova utilizou-se os seguintes equipamentos e consumíveis:

- Arame sólido ER 410NiMo, conforme ASME II PARTE C SFA A-5.9 Ed 2010;
- Gás de proteção ASME II PARTE C SFA A-5.32, SG AC-4 vazão 14l/min;
- Termômetro infravermelho marca Fluke, modelo 574;
- Forno para preaquecimento.

3.3 METAIS DE BASE

O material estudado foi o aço inoxidável martensítico fundido ASTM A 743 Gr. CA-6NM, fornecido pela empresa Electro Aço Altona, sendo a sua fundição realizada num forno convencional a arco elétrico, com refino num forno AOD (*Argon oxygen decarburization*) e vazado em molde de areia em forma de bloco de tamanho 500x190x50mm. A sua composição química é apresentada na tabela 4.

Tabela 2: Composição química do Aço ASTM A 743 Gr. CA-6NM.

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S
0,035	0,97	0,49	11,50	3,50	0,40	0,022	0,013

3.4 METAL DE ADIÇÃO

A seleção do arame AWS ER 410NiMo 1,2mm como metal de adição para soldagem MIG baseou-se, principalmente, na semelhança de composição química com o material de base, nas propriedades mecânicas oferecidas. A sua composição química é apresentada na tabela 5.

Tabela 3: Composição Química do arame AWS ER 410NiMo.

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S
0,04	0,45	0,32	11,58	4,11	0,48	0,021	0,017

3.5 SOLDAGEM E PLACAS DE TESTE

A soldagem dos corpos de prova foi realizada com deslocamento e tecimento controlados por robô, solda automática. O robô foi programado para se deslocar 140 mm no sentido longitudinal com amplitude (tecimento) de 24mm o qual gerou um passe com largura final de 30mm para o passe 1s e, amplitude (tecimento) 17mm, que gerou um passe com largura final de 22mm para o passe 1d, estes passes tiveram comprimento de 3mm para cada ciclo de tecimento conforme figura 14.

Estes mesmos parâmetros foram utilizados para a soldagem das duas amostras 1s, 1d e 2s, 2d. A única mudança nos parâmetros da soldagem das amostras foi a velocidade de deslocamento, objetivando passes com altura de reforço de 4,0mm amostra 1s, 1d e 5,5mm para a amostra 2s, 2d. conforme figura 15, amostras soldadas e localização do corte.

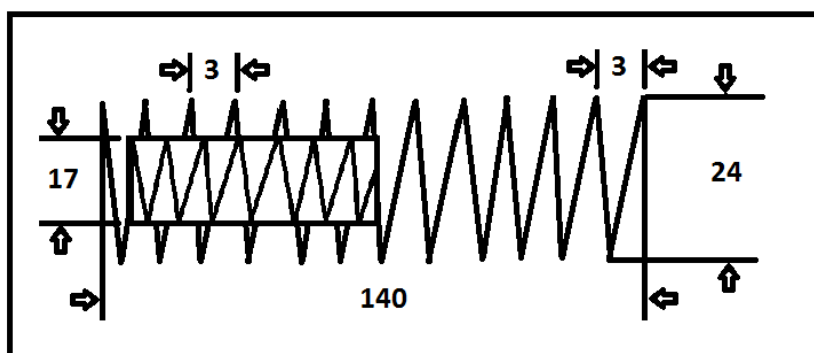


Figura 14: Ciclo de Tecimento

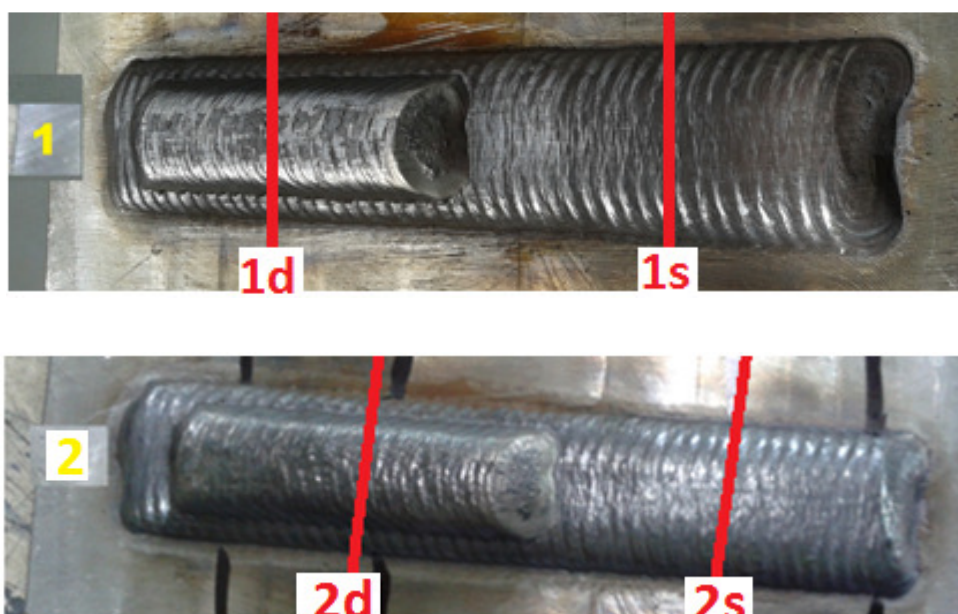


Figura 15: Amostras soldadas e localização do corte.

Foi utilizada a mesma temperatura de pré-aquecimento e interpasse para ambas as amostras e monitoradas por pirômetro infravermelho. O aquecimento do corpo de prova até atingir a temperatura de preaquecimento 110°C foi em forno, sendo 2 horas de patamar para as amostras 1s, 1d e 4 horas para as amostras 2s, 2d.

Foi utilizado a distancia de 12 mm entre o bico de contato e a peça, este foi mantido em todos os passes, então se iniciou a solda das amostras. Após o término de cada cordão de solda, procedia-se então à limpeza do cordão e áreas adjacentes com uma escova de aço inox para eliminar óxidos superficiais, para início do cordão seguinte monitorou-se a temperatura até que atingisse 110°C de interpasse, medida sobre o cordão sobre posto. Para a determinação da velocidade e parâmetros de soldagem foram utilizados os valores registrados pelo sistema de aquisição de dados da fonte.

As tabelas 4 e 5 do capítulo 4 apresentam os parâmetros de soldagem utilizados neste trabalho.

4 ENSAIOS REALIZADOS

Na retirada dos corpos de prova para análise metalográfica, tomou-se sempre o cuidado de retirá-los da mesma região para que se obtivesse uma homogeneidade dos resultados. Para tanto foram feitos ensaios de macrografia, dureza e micrografia, sendo que os mesmos estão descritos a seguir.

4.1 MACROGRAFIA DOS CORPOS DE PROVA

Após o corte cada corpo de prova foi preparado através do processo de lixamento, empregando lixas com granulometria n° 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 sucessivamente nesta ordem. Após este estágio as amostras foram atacadas (ataque químico) com o reagente específico para o material em análise (Villela) e neutralizadas com álcool e secas utilizando-se ar quente. As amostras assim preparadas foram levadas a um Microscópio Estereoscópio – modelo Topcon – código de identificação ES - 02; para a análise macrográfica.

As figuras, 16 e 17 apresentam as diferenças entre cordões.

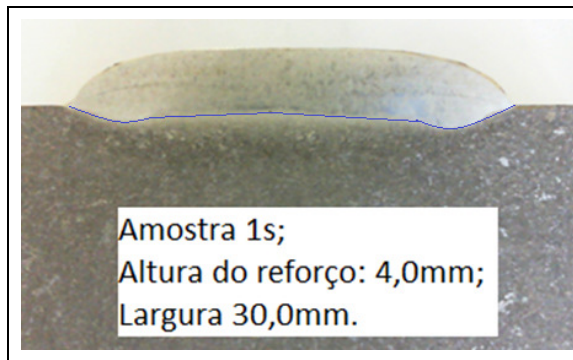


Figura 16: Macrografia da amostras 1s

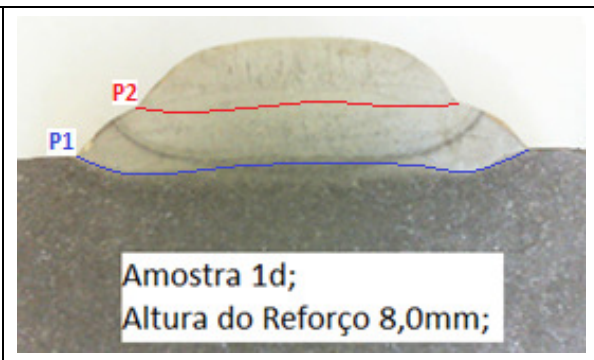


Figura 17: Macrografia da amostras 1d

Tabela 4: Parâmetros de soldagem Amostras 1s, 1d

Passe	Im	V	A m/min.	T (s)	L (mm).	VS (mm/s)	Tp / Ti (C°)	G (l/min)	E (kJ/mm)
1s	198	13.3	6.3	118.8	28	1.2	110	14	2,194
1d	204	13.5	6.5	31.3	22	2.1	110	14	1,311

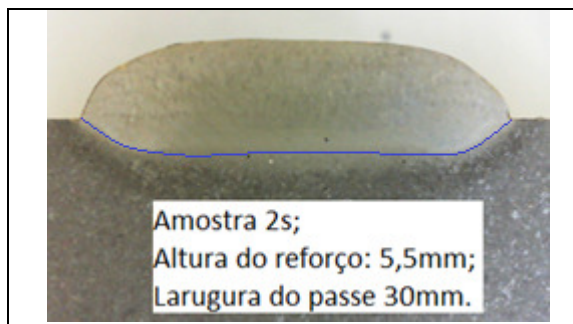


Figura 18: Macrografia da amostras 2s



Figura 19: Macrografia da amostras 2d

Tabela 5: Parâmetros de soldagem Amostra 2s, 2d

Passe	Im	V	A m/min.	T (s)	L (mm).	VS (mm/s)	Tp/Ti (C°)	G (l/min)	E (kJ/mm)
2s	205	16.2	7.6	142.5	28	1.0	110	14	3,321
2d	203	15.6	7.0	34.5	22	1.57	110	14	2,017

- Ti – Temperatura de interpasse;
- Tp – Temperatura de preaquecimento;
- V – Tensão;
- Im – Corrente Média;
- L – largura do passe;
- VS – Velocidade de soldagem;
- T – Tempo de solda;
- E – Energia de soldagem;
- A – Alimentação do arame;
- G – Vazão do Gás de proteção.

4.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA

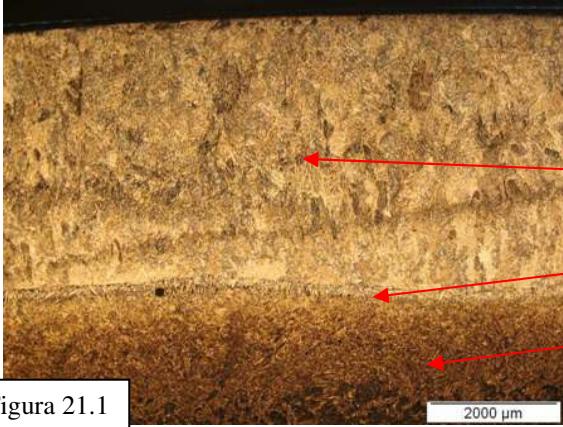
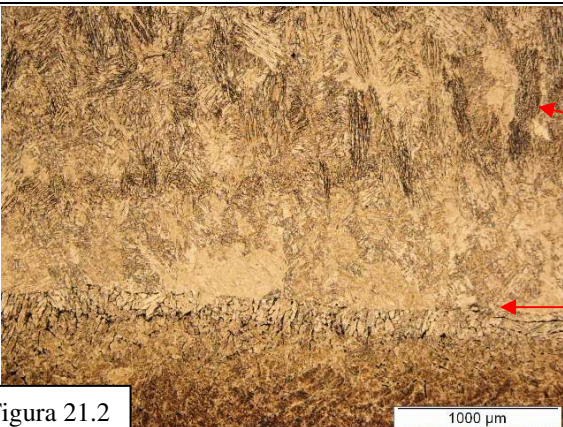
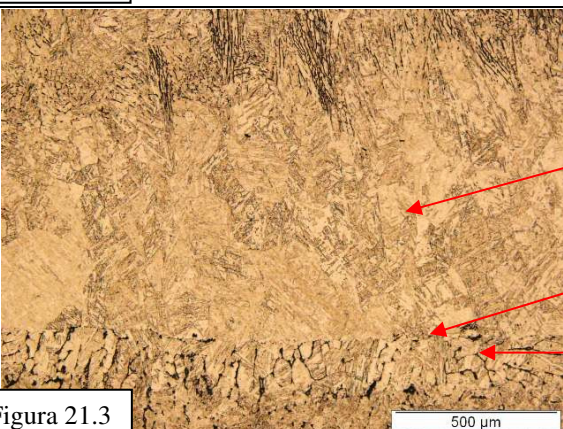
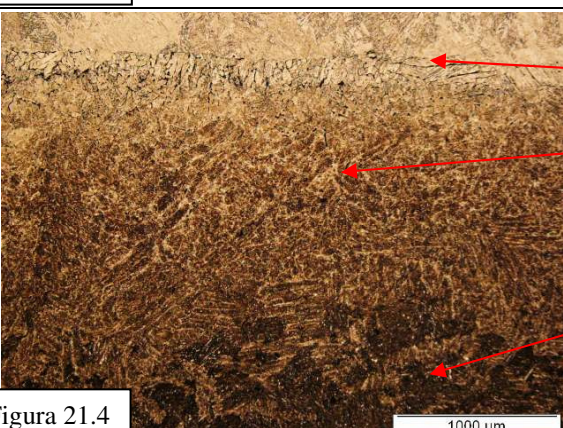
Objetivando verificar a microestrutura obtida no metal de solda e ZTA em decorrência dos diferentes procedimentos de soldagem utilizados, foram realizadas análises metalográficas em quatro amostras sendo estas separadas em duas regiões denominadas 1s e 2s para análise do passe simples e duas regiões, 1d e 2d, para análise com passe sobreposto.

Na figura 20 é apresentado a microestrutura do material base utilizado a qual é formada de martensita revenida.

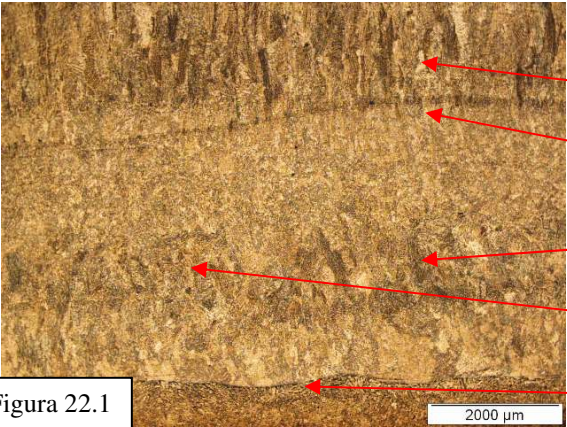
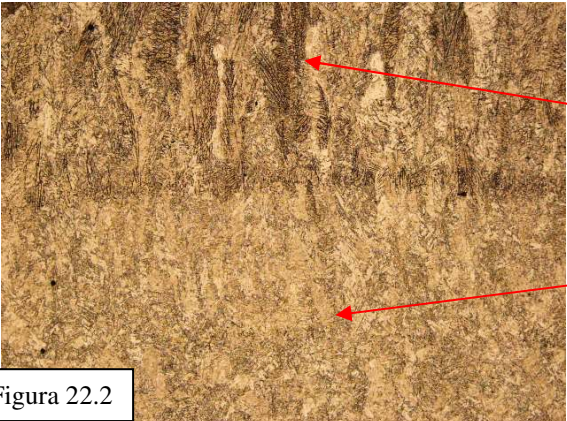
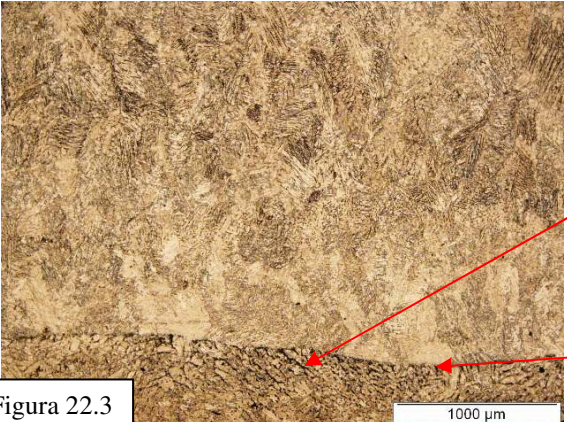
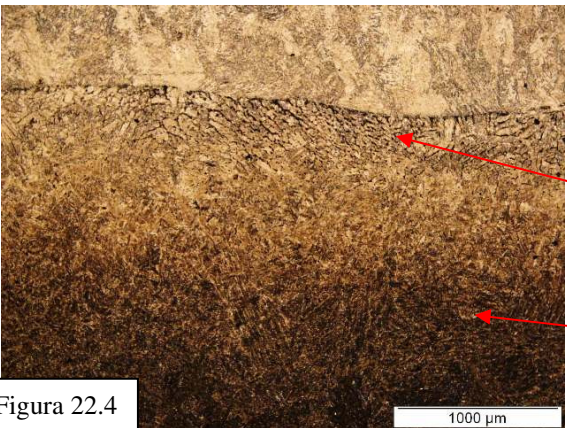
Após o corte, cada amostra foi preparada através do processo de lixamento, empregando lixas com granulometria n° 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 sucessivamente nesta ordem e polimento com pasta de diamante ($1/2\ \mu\text{m}$). Após o estágio de polimento as amostras foram atacadas (ataque químico) com o reagente específico para o material em análise (Villela) e neutralizadas com álcool e secas utilizando-se ar quente. As amostras assim preparadas foram levadas a um Microscópio Olympus modelo BX51M – código de identificação UFPR 241311; para a análise metalográfica.




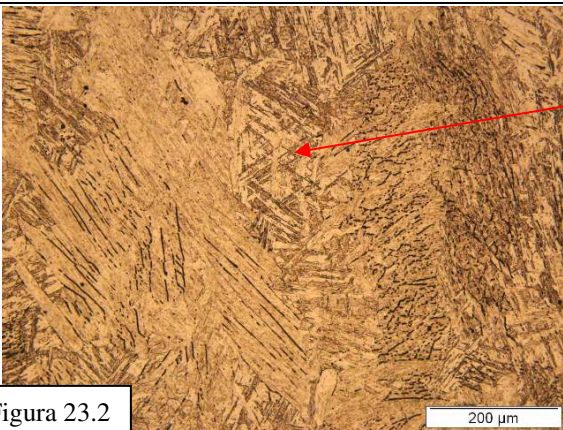
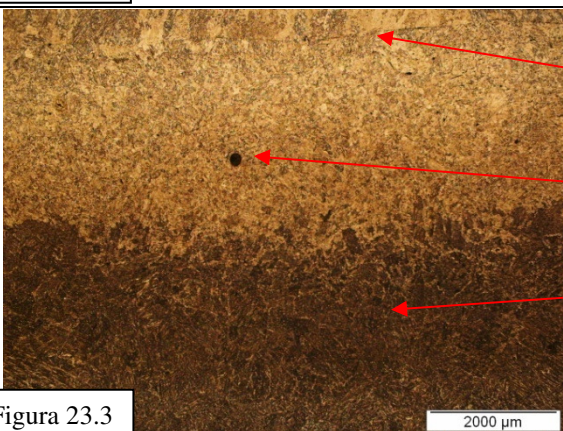
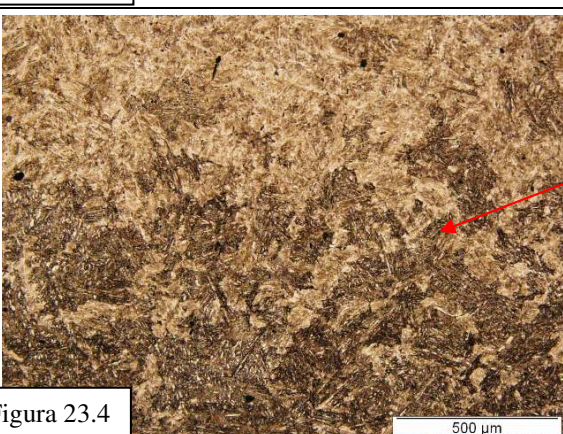
Figura 20: micrografia do metal de base

 <p>Figura 21.1</p>	<p><u>Amostra 1s – 20X</u></p> <p>Metal de Solda;</p> <p>Linha de fusão;</p> <p>ZTA metal base;</p>
 <p>Figura 21.2</p>	<p>Ampliação – 50X</p> <p>Metal de solda com estrutura martensítica e presença de ferrita delta nas regiões mais escuras;</p> <p>Linha de fusão;</p>
 <p>Figura 21.3</p>	<p>Ampliação – 100X</p> <p>Metal de solda com estrutura martensítica na região mais clara e presença de ferrita em menor proporção;</p> <p>Linha de fusão;</p> <p>Presença de ferrita delta em toda e extensão, abaixo da linha de fusão regiões mais escuras.</p>
 <p>Figura 21.4</p>	<p>Ampliação – 50X</p> <p>Linha de fusão;</p> <p>ZTA do metal base, com estrutura martensítica e regiões com ferrita delta;</p> <p>Região da ZTA com transformação parcial.</p>

Figuras 21.1, 21.2, 21.3, 21.4: características da amostra 1s

 <p>Figura 22.1</p>	<p><u>Amostra 1d – 20X</u></p> <ul style="list-style-type: none"> Metal de Solda 2º passe; Linha de fusão 2º passe; Região revenido pelo 2º passe; Metal de Solda 1º passe; Linha de fusão 1º passe;
 <p>Figura 22.2</p>	<p>Ampliação – 50X</p> <ul style="list-style-type: none"> Metal de Solda, 2º passe com estrutura martensítica e presença de ilhas de ferrita delta; Metal de solda 1º passe
 <p>Figura 22.3</p>	<p>Ampliação – 50X</p> <ul style="list-style-type: none"> Metal de solda 1º passe; Estrutura martensítica com presença de ferrita delta abaixo da linha de fusão, região mais escura; Linha de fusão 1º passe.
 <p>Figura 22.4</p>	<p>Ampliação – 50X</p> <ul style="list-style-type: none"> ZTA com estrutura martensítica com ilhas de ferrita delta próximas a linha de fusão; ZTA região de revenido devido ao segundo 2º passe;

Figuras 22.1, 22.2, 22.3, 22.4: características da amostra 1d

 <p>Figura 23.1</p>	<p><u>Amostra 2s – 20X</u></p> <p>Metal de Solda</p> <p>Linha de fusão</p>
 <p>Figura 23.2</p>	<p>Ampliação – 200X</p> <p>Metal de Solda, com estrutura martensítica e com presença de ferrita delta nas regiões mais escuras.</p>
 <p>Figura 23.3</p>	<p>Ampliação – 20X</p> <p>Linha de fusão</p> <p>ZTA com estrutura martensítica e presença de inclusão.</p> <p>ZTA com estrutura martensítica, não revenida.</p>
 <p>Figura 23.4</p>	<p>Ampliação – 100X</p> <p>ZTA região de transição, austenitização parcial</p>

Figuras 23.1, 23.2, 23.3, 23.4: características da amostra 2s

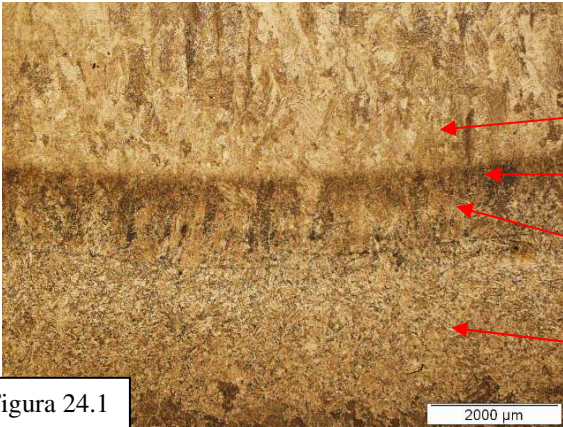
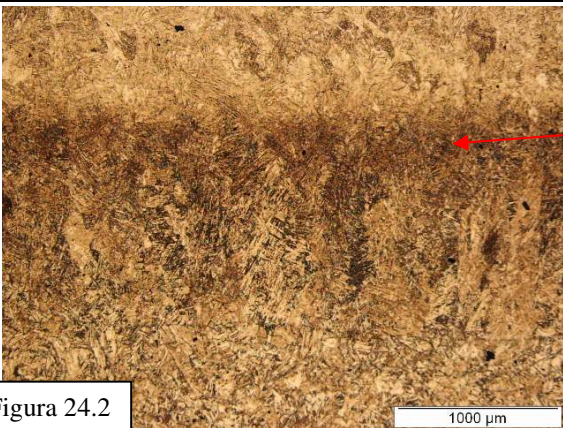
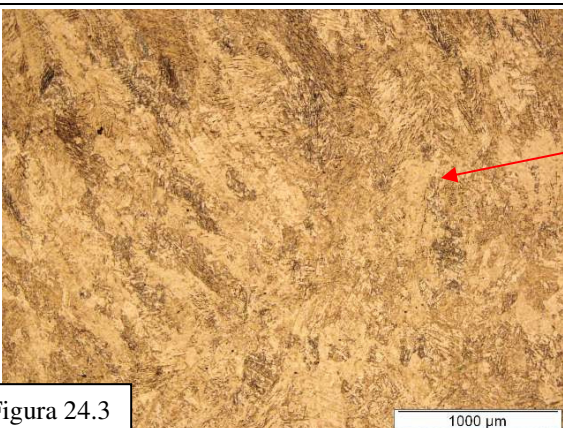
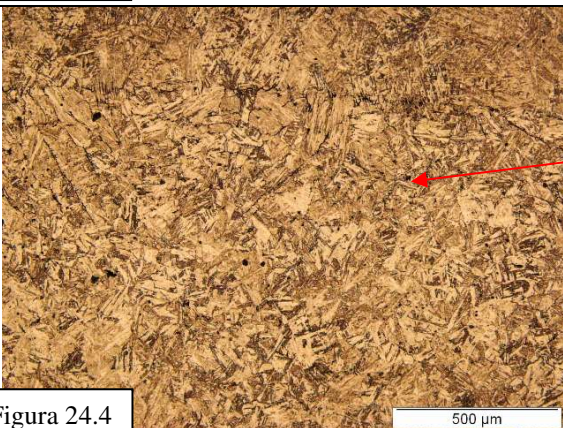
 <p>Figura 24.1</p> <p>2000 μm</p>	<p><u>Amostra 2d – 20X</u></p> <p>Metal de Solda 2º passe;</p> <p>Linha de fusão;</p> <p>Região de Revenido tangente a linha de fusão com metal base;</p> <p>Metal de Solda 1º passe.</p>
 <p>Figura 24.2</p> <p>1000 μm</p>	<p>Ampliação – 50X</p> <p>Solda faixa revenida pelo 1º passe, região mais escura.</p>
 <p>Figura 24.3</p> <p>1000 μm</p>	<p>Ampliação – 50X</p> <p>Metal de Solda com estrutura martensítica</p>
 <p>Figura 24.4</p> <p>500 μm</p>	<p>Ampliação – 50X</p> <p>ZTA Metal Base</p>

Figura 24.1, 24.2, 24.3, 24.4: características da amostra 2d

4.3 ENSAIO DE MICRODUREZA

O ensaio de microdureza teve como objetivo levantar os perfis de dureza dos corpos de prova nas condições de soldagem utilizadas. As medidas foram realizadas nos corpos de prova utilizados para a análise metalográfica. Para tal foram obtidos valores médios de três perfis de dureza (Ex.: figura 25) desde o metal de solda até o material base. Para determinação da microdureza foi utilizado microdurômetro marca Shimadzu modelo HMV sendo utilizada carga de 300 grama, ($HV_{0,3}$).

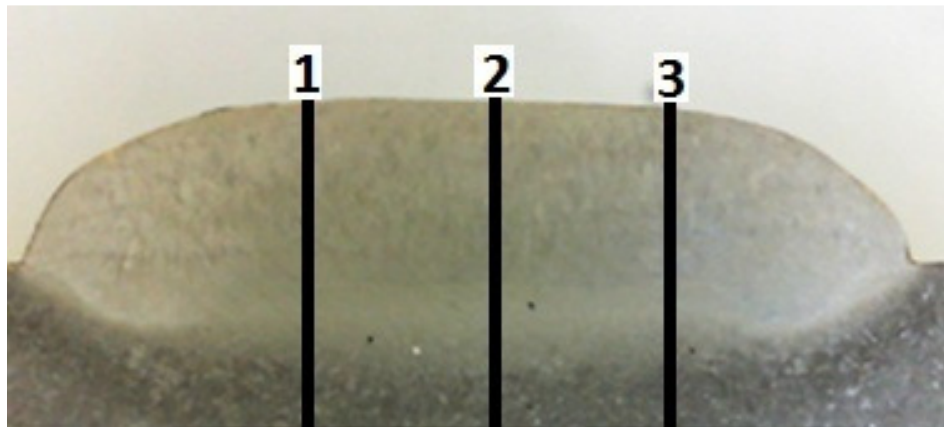

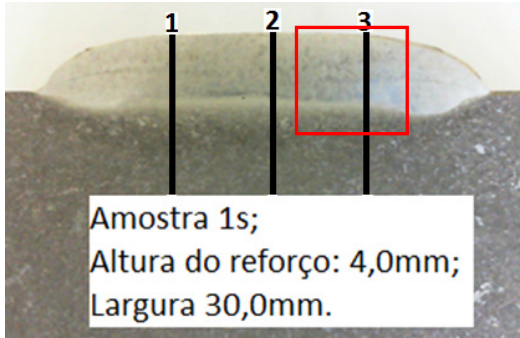


Figura 25: Exemplo do perfil de dureza

Tabela 6: valores individuais e médios da amostra 1s

Profundidade (mm)	Dureza em (HV 0,3)				Micrografia
	Perfil 1	Perfil 2	Perfil 3	Média	
0,5	373	375	364	371	
1,0	364	368	374	369	
2,0	358	355	346	353	
3,0	350	357	375	361	
4,0	358	357	379	365	
Linha de Fusão 4,5	361	364	357	361	
5,0	330	351	368	350	
5,5	345	355	364	355	
6,0	345	345	349	346	
6,5	344	341	349	345	
7,0	343	332	349	341	
7,5	337	332	323	331	
8,0	334	321	336	330	
8,5	304	287	305	299	
9,0	279	277	288	281	
9,5	272	272	272	272	
10,0	278	281	281	280	

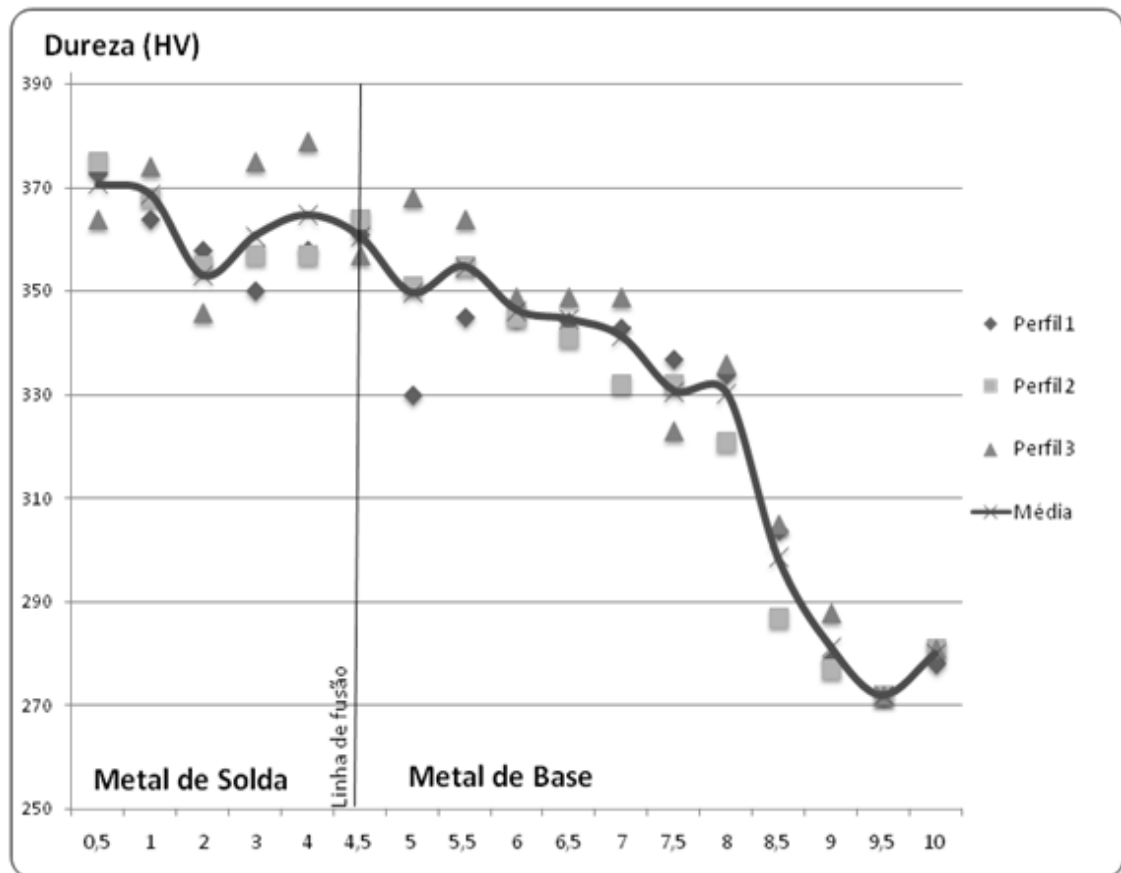
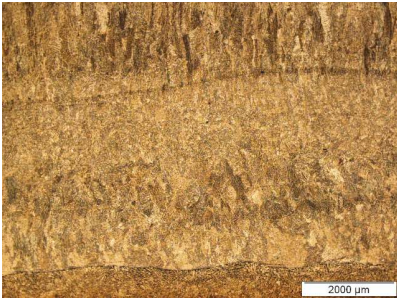
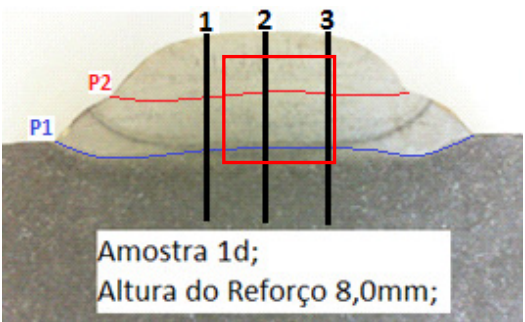


Figura 26: Gráfico de dureza Amostra 1s

Tabela 7: valores individuais e médios da amostra 1d.

Profundidade (mm)	Dureza em (HV 0,3)				Micrografia
	Perfil 1	Perfil 2	Perfil 3	Média	
Face da Solda 0,5	351	354	347	351	
1	336	353	367	352	
2	357	339	341	346	
3	350	356	366	357	
Linha de fusão 4,5	358	368	355	360	
5	345	341	354	347	
6	345	363	367	358	
7	350	352	363	355	
Linha de fusão 8,0	357	364	356	359	
8,5	340	341	349	343	
9	317	326	325	323	
9,5	311	310	312	311	
10	319	316	313	316	
10,5	324	329	329	327	
11	334	333	329	332	
11,5	337	334	341	337	
12	326	322	321	323	
12,5	296	297	297	297	
13	266	272	271	270	
13,5	273	266	276	272	
14	272	266	262	267	

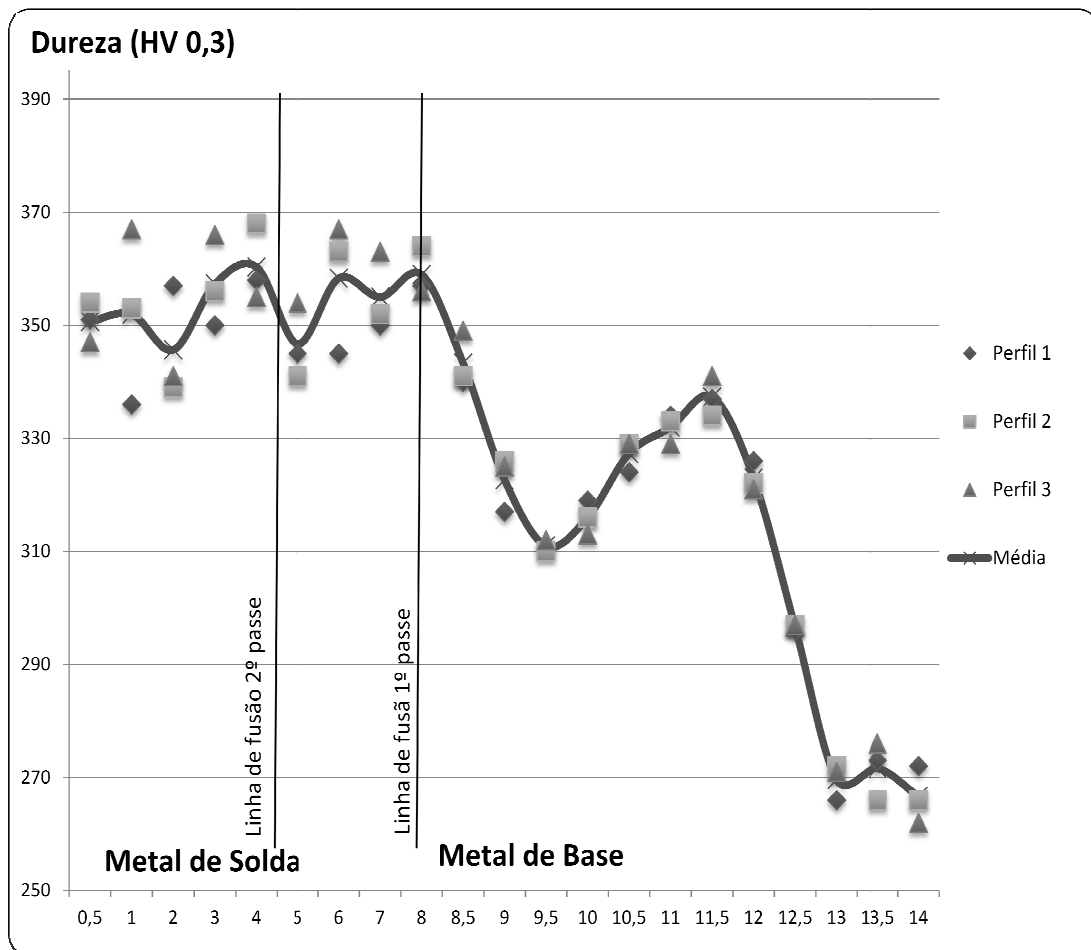
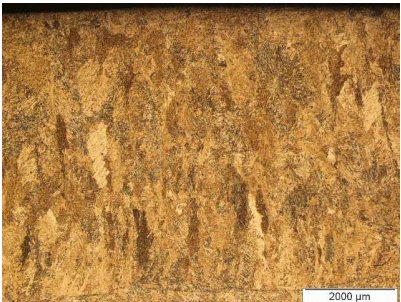



Figura 27: Gráfico de dureza Amostra 1d

Tabela 8: valores individuais e médios da amostra 2s

Profundidade (mm)	Dureza em (HV 0,3)				Micrografia
	Perfil 1	Perfil 2	Perfil 3	Média	
Face Solda + 0,5	380	367	389	379	
1	365	352	371	363	
2	371	348	358	359	
3	342	359	347	349	
4	352	354	348	351	
5	342	375	359	359	
6	373	358	360	364	
6,5	351	367	357	358	
Linha de Fusão 7,1	354	347	356	352	
7,5	354	336	350	347	
8	334	351	352	346	
8,5	363	357	349	356	
9	349	362	357	356	
9,5	348	366	354	356	
10	352	375	343	357	
10,5	352	373	364	363	
11	345	377	346	356	
11,5	363	363	347	358	
12	328	340	341	336	
12,5	300	314	312	309	
13	289	301	287	292	
13,5	266	293	275	278	
14	276	267	273	272	

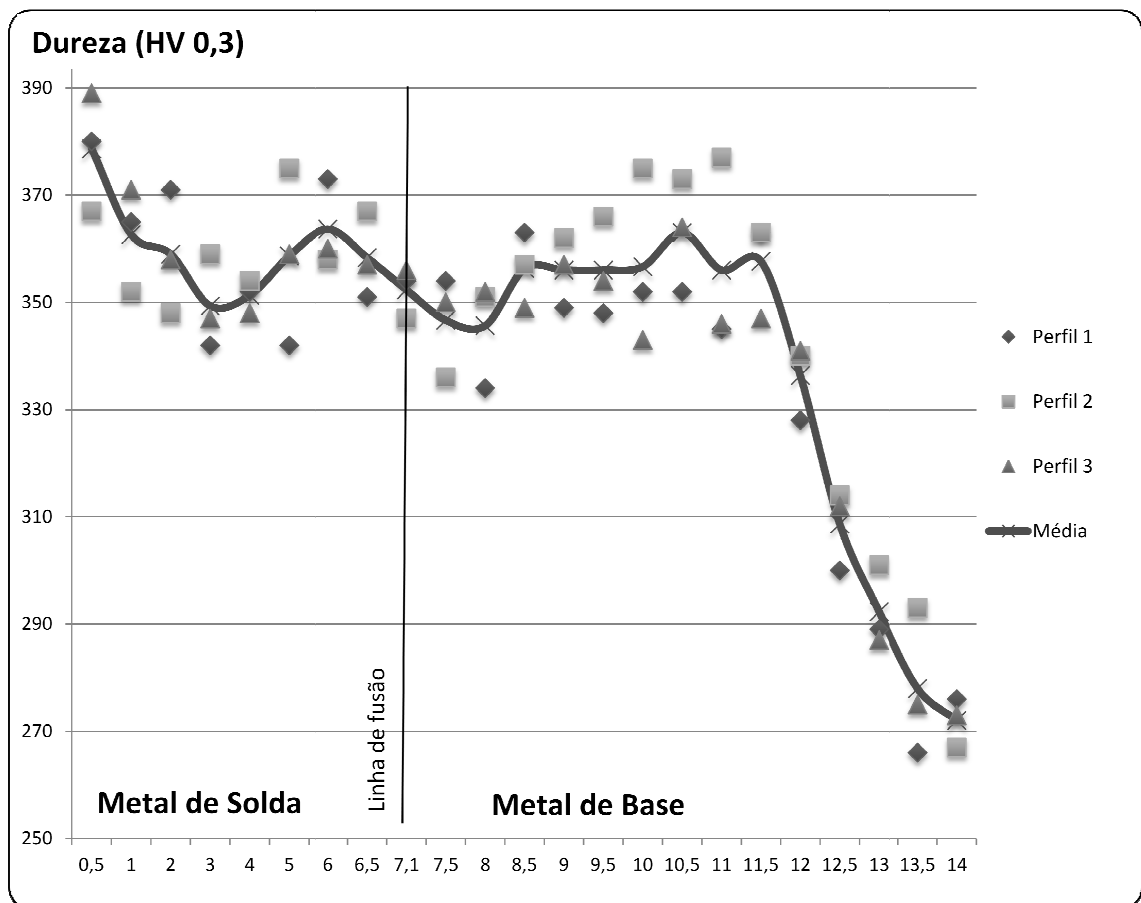
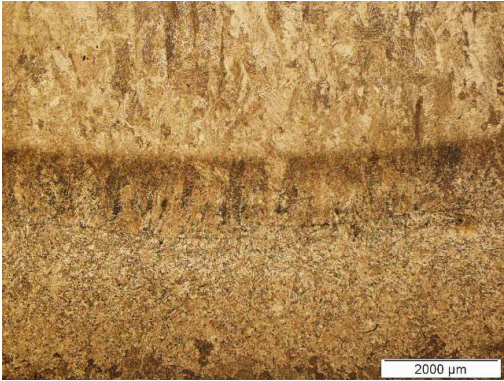
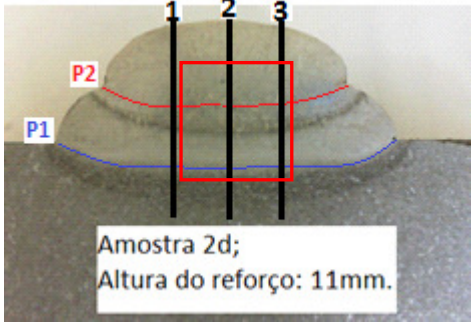


Figura 28: Gráfico de dureza Amostra 2s

Tabela 9: valores individuais e médios da amostra 2d

Profundidade (mm)	Dureza em (HV 0,3)				Micrografia
	Perfil 1	Perfil 2	Perfil 3	Média	
0,5	336	341	361	346	
1	342	358	349	350	
2	362	355	348	355	
3	346	322	343	337	
4	347	333	333	338	
5	355	356	346	352	
6	359	366	351	359	
Linha de fusão 7,2	362	369	366	366	
8	378	354	356	363	
9	365	364	343	357	
10	346	363	353	354	
10,3	315	318	312	315	
10,6	318	311	319	316	
11	324	321	319	321	
Linha de fusão 11,5	342	344	329	338	
12	343	353	345	347	
12,5	335	333	340	336	
13	351	353	343	349	
13,5	347	342	354	348	
14	348	355	356	353	
14,5	350	368	357	358	
15	333	328	339	333	
15,5	347	343	355	348	
16	341	333	340	338	
16,5	319	313	320	317	
17	271	277	272	273	
17,5	288	267	262	272	
18	268	257	276	267	

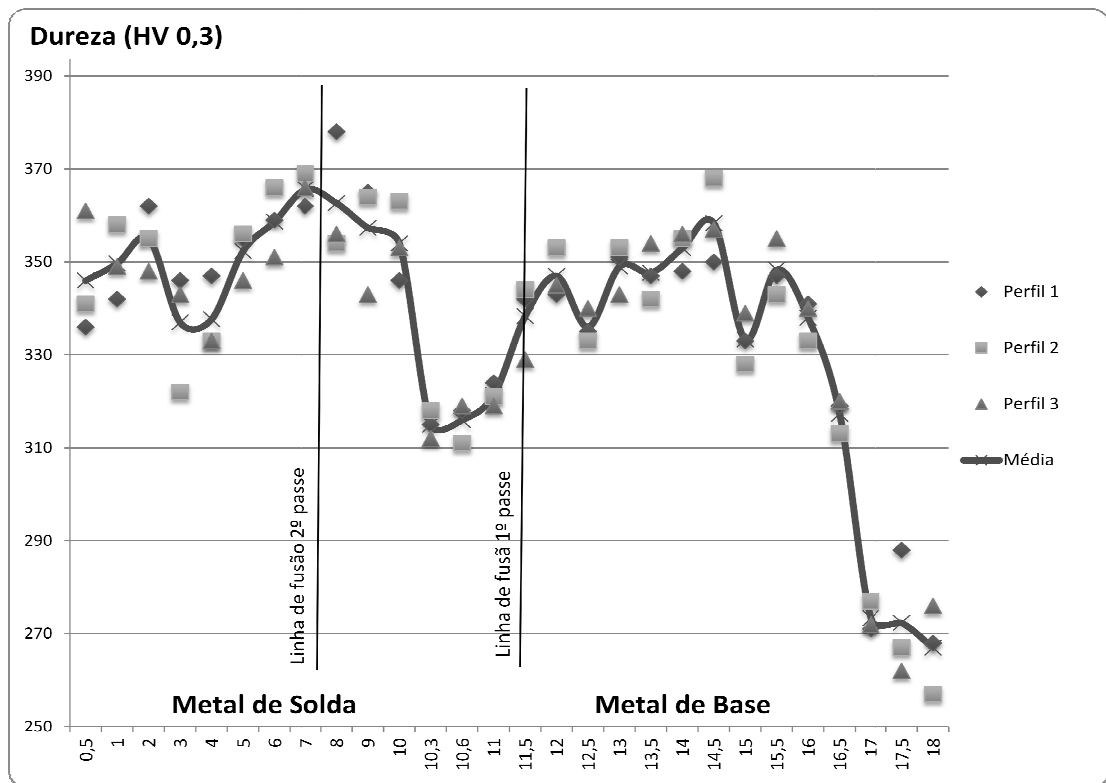


Figura 29: Gráfico de dureza Amostra 2d

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Através da análise das amostras 1s, 2s, conforme figuras 21 e 23, pode-se verificar a existência de uma variação microestrutural significativa ao longo da seção transversal das amostras devido à soldagem. Em ambas as amostras a região da solda é formada por grãos colunares de martensita contendo ainda ferrita delta. A ZTA apresenta uma extensão de aproximadamente 4,0mm, tangenciando a linha de fusão, com micro estrutura martensítica de grãos grosseiros e regiões com transformação parcial e aumento significativo de dureza, aproximadamente 85 HV_{0,3} em relação ao metal de base, Figuras 26 e 28 acima.

As microestruturas das regiões fundidas das amostras 1d e 2d, figuras 22 e 24, apresentam uma alternância de granulações colunares e equiaxiais (recristalizadas). Observa-se ainda a presença de uma faixa escura (revenimento) no interior da solda destas amostras. Tanto a variação da granulação bem como a presença da faixa escura foram produzidas pelo efeito térmico do segundo passe. Observa-se que a faixa de revenido da amostra 2d tangencia a linha de fusão, porém, sem adentrar na ZTA do 1º passe, produzindo o “passe de revenido” no metal do solda do 1º passe. Para a obtenção do revenido na ZTA do 1º passe, seria necessário maior aporte térmico do segundo passe. Na amostra 1d observa-se que a faixa de revenido atinge a ZTA sobre o material base.

Com relação às microestruturas da ZTA das amostras 1d e 2d apresentam, granulação grosseira junto à linha de fusão passando a refinada a medida que se aproxima do material base.

Através das medidas de microdureza das amostras 1d, 2d, conforme figuras 27 e 29, pode-se observar que houve regiões com revenido na ZTA do metal de base e no metal de solda respectivamente. As amostras apresentam regiões com revenimento, sendo que na primeira ocorre no metal base imediatamente abaixo da linha de fusão, com início a 8,5 mm da face, com dureza de aproximadamente 310 HV_{0,3} e extensão de 2,0 mm. A amostra 2d apresenta região de revenido no metal de solda a 10,3 mm da face com dureza de 315 HV_{0,3} e 1,7 mm de extensão, esta não atingiu a ZTA do metal de base devido a baixa energia e maior espessura do cordão de solda.

6 CONCLUSÕES

Este trabalho teve como objetivo avaliar o processo de soldagem MIG com transferência curto-circuito controlado, em soldas de passe simples e duplos, para análise da microestrutura e dureza na região soldada, visando sua utilização em soldas de reparo e ou revestimento, sem tratamento térmico após soldagem.

Com este estudo pode-se destacar o seguinte:

- Foi verificado que este processo de soldagem promove na zona fundida a alternância de regiões com e sem ferrita-delta a qual é considerada uma fase indesejável para este material;
- Foi evidenciado que a extensão da ZTA varia em torno de 4,0 a 5,0 mm, e a região de revenido com diminuição da dureza varia de 1,7 a 2,0 mm, o que torna este processo pouco eficiente para a técnica de “passe de revenimento”;
- Nas soldas com passes simples, não há regiões na ZTA com redução de dureza;
- Nas soldas com passes duplos, foram constatadas faixas de revenido sendo a localização destas dependente da relação de energia entre o primeiro e segundo passe, porém, as soldas de passes simples não apresentaram estas regiões.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar a utilização deste processo para revestimento de aços ao carbono, com alívio de tensões, (Ex.: visando à substituição dos fundidos para laminados calandrados na confecção de palhetas diretrizes de usinas hidrelétricas);
- Estudar a utilização deste processo em soldas de reparos ou fabricação onde o aporte térmico pode comprometer a integridade dimensional do equipamento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASTM A 743 – 98a. Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application.
- BARRA S., Influência do processo MIG/MAG térmico sobre a microestrutura e a geometria da Zona fundida. Tese de Doutorado. UFSC, Florianópolis, 2003.
- CASAS, W. J. P., HENKE, S. L., NOVICKI, N., Tenacidade à Fratura do Aço CA6NM Temperado e Revenido e de sua Junta Soldada sem TTP. Artigo Técnico em Engenharia Mecânica, Rio Grande do Sul, p. 26-27, 2007.
- FBTS – Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem. Curso de Inspetor de Solda CIS – Nível 1. Volume 2. 16ª Ed.2009.
- FOLKHARD, E., Welding Metallurgy of Stainless Steels. New York. Wiem: Springer Verlag, p. 98-181, 1988.
- GOOCH, T. G., Heat Treatment of Welding 13%Cr-4%Ni Martensitic Stainless Steel for Sour Service. Welding Research Supplement. July,p. 213-222, 1995.
- GOUVEIA, R. R., A Influência na Temperatura Interpasse na Tenacidade do Metal de Solda do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM pelo Processo TIG., Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Curitiba, p. 20, 31, 39-41, 2008.
- HENKE, S. L., “Desenvolvimento de procedimento de soldagem do aço inoxidável martensítico macio CA6NM sem tratamento térmico posterior”, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, SC, 1998.
- HIGUCHI, M et. Al., A study on weld repair though half bead method. IHI Engineering Review, v. 13, n .2, p. 15 -19, Apr. 1980.
- NIEDERAU, H. J., State of Development of Soft Martensitic Stainless Chromium-Nickel Steels. Ed Kurt H., Miska Climax Molybdenum Company, 1977.
- PEREIRA, A. S., Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem em Aços Inoxidáveis Martensíticos com Metal de Adição Similar sem TTP. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Florianópolis, p.19-25, 2000.
- PRADO, E. M., Influência das Variáveis do Processo MIG/MAG Convencional e Pulsado nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas com Arame ER410NiMo., Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Curitiba, p. 45-58, 2004.
- RODRIGUES C.A.D, LORENZO, P.L.D. SOKOLOWSKI, A., BARBOSA, C.A. ROLLO J.M.D.A., Titanium and molybdenum content in supermartensitic stainless steel. Materials Science and Engineering A 460–461, 149–152, 2007.
- SILVA, R. H. C., GOHR JR, R., DUTRA, J. C., OLIVEIRA, M. A., Soldagem MIG/MAG em Curto-Circuito Controlado (CCC) Aplicada ao Passe de Raíz. Artigo Técnico em Engenharia Mecânica, Florianópolis, p. 02-05, 2005.
- SILVA, A. L.V.C., MEI P.R., Aços e Ligas Especiais. 2ª edição, Edgar Blücher, São Paulo, 2006.

STRAUBE, H., Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels. Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design. Cambridge, UK, Set. p. 12-14, 1988.

THIBAUT, D., PHILIPPE BOCHERB, MARC THOMAS, B., Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel, J.Mater. Process. Tech. 2008.